



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
Faculdade de Engenharia Mecânica

Rodrigo Henriques Lopes da Silva

**Nitrogênio como fluido de corte no
fresamento tangencial: efeitos na
integridade superficial da superliga de
níquel 625 e no aço AISI 8620**

CAMPINAS
2017

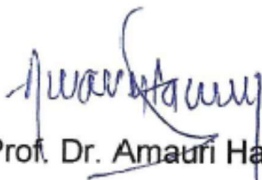
RODRIGO HENRIQUES LOPES DA SILVA

**Nitrogênio como fluido de corte no
fresamento tangencial: efeitos na
integridade superficial da superliga de
níquel 625 e no aço AISI 8620**

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Amauri Hassui

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA TESE DEFENDIDA PELO ALUNO
RODRIGO HENRIQUES LOPES DA SILVA, E
ORIENTADO PELO PROF. DR AMAURI HASSUI.


Prof. Dr. Amauri Hassui

**CAMPINAS
2017**

Agência(s) de fomento e nº(s) de processo(s): CNPq, 206421/2014-1; FAPPR, 13/2014-4697.452.46755.29082014

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Luciana Pietrosanto Milla - CRB 8/8129

Si38n Silva, Rodrigo Henriques Lopes da, 1984-
Nitrogênio como fluido de corte no fresamento tangencial : efeitos na integridade superficial da superliga de níquel 625 e no aço AISI 8620 / Rodrigo Henriques Lopes da Silva. – Campinas, SP : [s.n.], 2017.

Orientador: Amauri Hassui.
Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Usinagem. 2. Fresamento. 3. Fluidos de corte. 4. Nitrogênio. 5. Metais - Metalurgia. I. Hassui, Amauri, 1967-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Nitrogen as cutting fluid in the side milling : effects on nickel superalloy 625 and AISI 8620 steel surface integrity

Palavras-chave em inglês:

Machining

Milling

Cutting fluids

Nitrogen

Metals - Metallurgy

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Amauri Hassui [Orientador]

Anselmo Eduardo Diniz

Rosley Anholon

Márcio Bacci da Silva

Izabel Fernanda Machado

Data de defesa: 03-04-2017

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MANUFATURA E MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

Nitrogênio como fluido de corte no fresamento tangencial: efeitos na integridade superficial da superliga de níquel 625 e no aço AISI 8620

Autor: Rodrigo Henriques Lopes da Silva

Orientador: prof. Dr. Amauri Hassui

Coorientador:

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

Prof. Dr. Amauri Hassui, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - Unicamp

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz
Universidade Estadual de Campinas – Unicamp

Prof. Dr. Rosley Anholon
Universidade Estadual de Campinas – Unicamp

Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva
Universidade Federal de Uberlândia – UFU

Profa. Dra. Izabel Fernanda Machado
Universidade de São Paulo – USP

A Ata da defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no processo de vida acadêmica do aluno.

Campinas, 3 de abril de 2017.

Dedicatória

Dedico este trabalho à minha esposa Érica, que me apoiou em todos os momentos.
Dedico também aos meus pais e irmão, pela confiança e suporte.

Agradecimentos

À Deus, infinitamente justo e bom!

À minha esposa que esteve ao meu lado na batalha do dia a dia.

Reconheço o apoio incondicional ao longo de toda minha vida de minha mãe, Neuza, meu padrasto, Elizeu, pai desde sempre, meu irmão, Adriano e meu pai, José Antônio.

Agradeço também à minha família pelo apoio ao longo de anos em lutas, se estive longe foi necessário. Muito obrigado aos meus avós Isterlina e Filomeno (Fulô), Maria Luiza (Dindinha) e Mozart, meus sogros Ilca e Euler, minhas tias e tios, meus primos e primas.

De fato, agradecer a todos que tiveram papel importante em minha vida sem cometer qualquer tipo de injustiça, ao não citar alguém, é trabalho árduo, foram tantas pessoas importantes. Essas pessoas deixaram em mim ensinamentos morais e intelectuais, que levarei ao longo de toda minha vida. Em minha mente passam muitas pessoas a quem devo parte de meu aprendizado, afinal uma tese de doutorado vai muito além de uma simples tese. Devo muito aos amigos, familiares, companheiros de trabalho e professores que passaram pelo meu caminho. Assim, obrigado aos de Uberlândia-MG, minha terra natal, Joinville-SC, Cornélio Procópio-PR, Campinas-SP e Lexington nos Estados Unidos.

Em especial, gostaria de citar meus orientadores de mestrado e doutorado, Márcio Bacci e Amauri Hassui, cujos ensinamentos me moldaram profissionalmente, mas foram muito maiores do que isso.

Gostaria de agradecer também à minha instituição de trabalho e a todos com quem lá convivo. A Universidade Tecnológica Federal do Paraná foi fundamental nesse percurso.

Também é importante ressaltar o apoio imprescindível do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) da Poli-USP, que disponibilizou vários de seus equipamentos e o técnico Raphael Oliveira Ferreira. Ademais, ao ISM (*Institute of Sustainable Manufacturing*) da Universidade de Kentucky, na figura do professor I. S. Jawahir, onde os ensaios experimentais e parte da coleta de dados foram realizados.

Por fim, às agências mantenedoras da pesquisa brasileira e que deram suporte a esse trabalho: CNPq, CAPES, Fapesp e Fundação Araucária.

A todos, minha gratidão eterna!

“Solidários seremos união.
Separados uns dos outros
seremos pontos de vista.
Juntos, alcançaremos a
realização de nossos
propósitos.”

Bezerra de Menezes

Resumo

Usufruindo da capacidade que certos materiais possuem de sofrer mudanças de propriedades durante o processamento, dois materiais foram submetidos ao fresamento tangencial criogênico. O primeiro deles, uma superliga de níquel com propensão ao encruamento por deformação, a Liga 625, que é bastante utilizada na indústria de óleo e gás por sua capacidade de resistir a meios corrosivos severos. O outro, um aço AISI 8620, que possui tendência a mudanças microestruturais quando sujeito a tratamentos térmicos. Em geral, a Liga 625 é empregada na forma de um composto, devido ao seu alto custo, nesse tipo de composto ela tem o papel de resistir à corrosão, enquanto o aço oferece a resistência mecânica ao componente. Assim sendo, a integridade superficial de corpos de provas que passaram por fresamento tangencial é avaliada no presente trabalho. Para tanto, os materiais foram fresados em diferentes condições de corte e em três condições distintas de processamento: soldados, formando um composto bimetálico Liga 625/AISI 8620; laminado e solubilizado, para o caso da Liga 625 e; forjado e recozido, para o AISI 8620. As velocidades de corte utilizadas nos experimentos foram de 50, 100 e 150 m/min, os avanços por dente de 12,5 e 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ (com raio de aresta das ferramentas de $18,5 \pm 2 \mu\text{m}$) e o nitrogênio e uma emulsão foram os fluidos de corte. Após a avaliação da rugosidade, do aspecto superficial, dos perfis de dureza por microendentação e da análise microestrutural é possível afirmar que os resultados confirmam a dependência da integridade superficial em relação à condição do material (anterior à usinagem) e à própria usinagem. Além disso, que o nitrogênio e o raio de aresta da ferramenta tiveram papel fundamental no processo, ao potencializar os efeitos da usinagem sobre rugosidade, dureza e microestrutura. Tais resultados apontam para alterações significativas nos materiais em condições de baixas temperaturas e altas taxas de deformação, mas é preciso ressaltar que a resposta foi altamente dependente da condição de processamento anterior à usinagem. Portanto, a resposta do material à usinagem depende de suas condições de obtenção, mas também deverá haver as condições propícias na usinagem para que as mudanças potenciais se tornem alterações efetivas.

Palavras-chave: fresamento tangencial; integridade superficial; nitrogênio; usinagem criogênica.

Abstract

Certain kinds of materials have the ability to change their properties when undergo processing, therefore two different materials were subjected to cryogenic side milling. The first one was a nickel superalloy with work-hardening propensity, the Alloy 625, which is widely used in the oil and gas industry for its ability to withstand corrosive environments. The second material was an AISI 8620 steel, that tends to suffer microstructural changes when subjected to heat treatments. In general, the Alloy 625 is employed as a compound because of its high cost and has the function of corrosion resistance, while steel provides mechanical strength to the component. Therefore, the workpiece surface integrity was evaluated after side milling in this work. With this purpose, the materials were milled under different cutting conditions and in three different processing conditions: cladding, forming a bimetallic compound Alloy 625/AISI 8620; rolled and solubilized, in the case of Alloy 625; and forged and annealed for the AISI 8620. The cutting speeds used in the experiments were 50, 100 and 150 m/min, the feed per tooth was 12.5 and 50 $\mu\text{m}/\text{tooth}$ (with $18.5 \pm 2 \mu\text{m}$ for tool edge radius) and the nitrogen and an emulsion were the cutting fluids. After the evaluation of the surface roughness, surface appearance, micro-hardness profiles and microstructural analysis was possible to affirm that the results corroborate the surface integrity dependence on the material condition (prior to machining) and on the machining, itself. In addition, the nitrogen and tool edge radius played a fundamental role in the process by potentiating the effects of machining on surface roughness, hardness and microstructure. These results point out to significant changes in the materials, near surface, under low temperatures and high deformations rates, but it must be emphasized that the material's response to the machining depends on its obtaining conditions, but there must also exists the right conditions in the machining for the potential changes become effective changes.

Keywords: side milling; surface integrity; nitrogen; cryogenic machining.

Lista de Ilustrações

Figura 2.1 – (a) Efeito da porcentagem de Nb e dos tratamentos térmicos no limite de escoamento 0,2% na Liga 625 e na Liga 718 (Eiselstein e Tillack, 1991). (b) Propriedades de algumas das superligas de níquel (BIHLET et al., 2014) – (adaptadas).	29
Figura 2.2 – Superfície formada por meio do processo TIG com qualidade superficial ruim. Adaptado de: Çelik et al. (2011).	39
Figura 2.3 – Áreas importantes da engenharia de superfície. Adaptado de: Astakhov (2010).	42
Figura 2.4 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura de uma das condições utilizadas no artigo de Shokrani, Dhokia e Newman (2016), mostrando os sulcamentos, deformação das marcas de avanço e a soldagem de partículas de cavaco na superfície. Condições de corte: v_c de 115 m/min, f_z de 30 μ m/dente e a_p de 3 mm. (a) corte a seco; (b) fluido emulsionável; (c) criogênico.	44
Figura 2.5 – Efeito da aresta de corte na formação do cavaco. (a) corte convencional com penetração bem maior que o raio de aresta; (b) corte com penetração menor que o raio de aresta e consequente ângulo de saída efetivo altamente negativo. Adaptada de: Bissacco, Hansen e Chiffre (2005).	54
Figura 2.6 – Dados experimentais de força específica de corte versus espessura de corte para diferentes raios de aresta de ferramenta no torneamento de compósito, com as respectivas curvas de regressão. Adaptada de: Schulze, Becke e Pabst (2011).	57
Figura 2.7 – Resultados experimentais de força específica de corte versus espessura de corte para diversos parâmetros de corte apresentados por Weber et al. (2008), em que fica evidenciado que maiores raios de aresta proporcionam efeitos mais significativos na força específica de corte em baixas espessuras de corte – (adaptada).	60
Figura 3.1 – Montagem experimental (a), detalhe do suporte e corpo de provas fixado por três pontos para redução de vibração (b) e vista lateral da montagem experimental logo após a usinagem com fluido criogênico (c).	62
Figura 3.2 – Representação da retirada dos corpos de prova do composto bimetálico AISI8620/Liga 625 a partir de uma placa em aço AISI 8620 com a Liga 625 depositada por soldagem. (a) placa depositada; (b) representação dos corpos de prova com 50 x 50 x 3 mm; (c) orientação em que ocorreu a usinagem; e (d) orientação de embutimento. Estes itens, (c) e (d), são válidos para todos os materiais testados no trabalho.	64
Figura 4.1 – Representação esquemática de dimensão da relação r_β/h , com as situações (a) e (b) representando os avanços por dente de 12,5 μ m/dente e 50 μ m/dente, respectivamente, com raio de aresta constante. Já a situação (c) é uma situação hipotética, que representa um avanço maior que os utilizados no trabalho (vista superior do corte).	70
Figura 4.2 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados na Liga 625 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte. ..	73

Figura 4.3 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados no aço AISI 8620 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte.....	74
Figura 4.4 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados no composto bimetálico AISI8620/Liga 625 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte.....	76
Figura 4.5 – Imagens de interferometria óptica de amostras dos materiais usinados com o avanço por dente de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ nas três velocidades de corte testadas, utilizadas aqui como exemplos representativos do que ocorre de forma geral. Direção e sentido de avanço: horizontal da direita para a esquerda.	78
Figura 4.6 – Imagens de interferometria óptica de amostras dos materiais usinados com o avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ nas três velocidades de corte testadas, utilizadas aqui como exemplos representativos do que ocorre de forma geral. Direção e sentido de avanço: horizontal da direita para a esquerda.	79
Figura 4.7 – Variação percentual de rugosidade demonstrando a diferença no acabamento superficial dos materiais testados no fresamento criogênico (a) e emulsão (b). De forma geral: $(R_{aaço} - R_{superliga})/R_{aaço}$	81
Figura 4.8 – Perfis de dureza medidos na Liga 625 nas velocidades de corte de 50 m/min (a, d), 100 m/min (b, e) e 150 m/min (c, f) demonstrando o efeito do fresamento criogênico na dureza subsuperficial em baixo avanço por dente (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$) e baixa velocidade de corte (50 m/min) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.	83
Figura 4.9 – Perfis de dureza medidos no aço AISI 8620 nas velocidades de corte de 50 m/min (a, d), 100 m/min (b, e) e 150 m/min (c, f) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.	85
Figura 4.10 – Mapas de dureza subsuperficial para o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 comparando emulsão e criogênico em uma das condições testadas (Minitab® - Método Polinomial de Akima) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.....	87
Figura 4.11 – Mapas de dureza subsuperficial para o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625, comparando os dois avanços por dente utilizados em uma das condições testadas (Minitab® - Método Polinomial de Akima) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.....	88
Figura 4.12 – Variação de dureza superficial no composto bimetálico em função dos parâmetros variados no experimento, com os respectivos valores p demonstrando aqueles que possuem alteração estatisticamente significativa (velocidade de corte, fluido e material), baseado na ANOVA – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.....	89
Figura 4.13 – Mudança na morfologia microestrutural da Liga 625 (identificada pelas setas), próximo à superfície e após o fresamento criogênico, utilizando-se: v_c de 50 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$. (a) Panorama da microestrutura geral (superfície e núcleo) do material, com precipitados ricos em Nb (I) e Ti, Nb (II), além de maclas (III) uniformemente distribuídas na matriz; (b) e (c) detalhes da camada afetada pelo fresamento e, ainda em (c), precipitados ricos em Ti, Nb nos contornos de grão (IV). (Ataque químico – glicerrégia)	94

Figura 4.14 – Morfologia microestrutural da Liga 625 sem mudanças significativas próximo à região de corte. (a) setas apresentando a pequena camada afetada e (b e c) praticamente sem camada afetada com os grãos do material bem visíveis próximo à superfície. (Ataque químico – glicerrégia).....95

Figura 4.15 – Detalhe dos dois tipos de partículas principais de partículas presentes na Liga 625 e seus principais componentes químicos. (a) imagem adquirida via microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizando elétrons retroespalhados (BSE); (b) a mesma imagem em elétrons secundários (SE). Logo abaixo às imagens “a” e “b” estão os dados relativos à análise de composição química das partículas “1” e “2” feita por EDS. (Sem ataque químico.)96

Figura 4.16 – Detalhes das principais partículas presentes na matriz do material distribuídas próximo à região de corte, com diversos tamanhos, formas e localizações. (I) Precipitados com grande percentual de titânio, mais nióbio; (II) Precipitados predominantemente compostos por nióbio. (Sem ataque químico.)97

Figura 4.17 – Mudança na morfologia microestrutural do aço AISI 8620, próximo à superfície e após o fresamento criogênico. (a) v_c de 50 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, com a camada altamente deformada próximo à superfície indicada pelas setas e destaque para uma região onde as lamelas da perlita foram afetadas pela deformação (I); (b) v_c de 100 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, detalhe de perlita fina com a camada deformada pela usinagem e logo abaixo dessa camada uma região em que as lamelas finas foram afetadas pela usinagem. (Ataque químico – Nital 2%)98

Figura 4.18 – Morfologia microestrutural do aço AISI 8620 sem mudanças significativas próximo à região de corte. (Ataque químico – Nital 2%).....99

Figura 4.19 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625, com ênfase nas diferentes morfologias de microestrutura na Liga 625 em uma mesma região. (Ataque químico – glicerrégia).....100

Figura 4.20 – Região fora da zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625 demonstrando a não uniformidade da morfologia microestrutural da Liga 625. (Ataque químico – glicerrégia).....100

Figura 4.21 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625 depositada, evidenciando a segregação dos elementos para regiões interdendríticas da matriz CFC γ . (II) Segregação e trincas no contorno de um grão em formação, indicando a presença de fase Laves; (II) Partículas segregadas, cuja forma de agulhas se assemelha à fase δ ; (III) Presença de grande quantidade de poros na matriz. A imagem da esquerda foi feita com elétrons retroespalhados e a da direita com elétrons secundários. (150 m/min, 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, fresamento criogênico; Ataque químico – glicerrégia)101

Figura 4.22 – Região fora da zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625: (a) imagem MEV demonstrando a grande presença de poros na Liga 625, mas principalmente evidenciando a segregação de elementos para zonas interdendríticas, uma vez que os grãos não chegam a se formar completamente; (b) imagem MEV em detalhe da segregação de elementos e a presença da fase Laves; e (c) imagem por microscopia óptica mostrando a formação dendrítica do material. (Liga 625, 150 m/min, 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, fresamento criogênico; Ataque químico – glicerrégia).....102

Figura 4.23 – Imagem em elétrons retroespalhados na região de interface entre AISI 8620 e Liga 625 (a) com respectivo mapa químico para o elemento químico nióbio (Nb) produzido por EDS (b), mostrando a segregação desse elemento formador de fases deletérias às propriedades do material, como a fase Laves.....102

Figura 4.24 – Imagem em elétrons retroespalhados fora da interface entre AISI 8620 e Liga 625 (a) com respectivo mapa químico para o elemento químico molibdênio (b) e nióbio (c) produzidos por EDS, mostrando a segregação desses elementos formadores de fases deletérias às propriedades do material, como a fase Laves.....103

Figura 4.25 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625, mostrando a interferência do processo de deposição e da própria Liga 625 sobre a microestrutura do material de base AISI 8620. (Ataque químico – Nital 2%)104

Figura 4.26 – Variação microestrutural na região de interface AISI 8620/Liga 625 no composto bimetálico via microscopia óptica: (a) detalhe dos grãos de perlita e ferrita; (b) modificação microestrutural com refinamento dos grãos próximo à interface. Usando microscopia eletrônica, (c) o detalhe da perlita fina presente na zona de interface. (Ataque químico – Nital 2%).....104

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 – Composição nominal da Liga 625 (% em massa) (EISELSTEIN e TILLACK, 1991).	26
Tabela 2.2 – Propriedades típicas da Liga 625 em altas temperaturas (DAVIS, 2000).	29
Tabela 2.3 – Composição (% em massa) típica do aço AISI 8620 (MATWEB, 2017).	37
Tabela 3.1 – Matriz experimental para o fresamento tangencial concordante.	63
Tabela 3.2 – Dados referentes à fresa utilizada na realização dos experimentos e condições constantes de usinagem.	65
Tabela 3.3 – Dados relativos à preparação dos materiais para análise microestrutural.	66
Tabela 4.1 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – Liga 625 laminada.	91
Tabela 4.2 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – aço AISI 8620.	91
Tabela 4.3 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – composto bimetálico/AISI 8620.	92
Tabela 4.4 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – composto bimetálico/Liga 625.	92
Tabela 4.5 – Composição química (% em massa) dos materiais utilizados no trabalho realizada por espectroscopia de energia dispersiva (EDS).	106

Lista de Abreviaturas e Siglas

a_e – Penetração de trabalho (mm)
AISI – *American Iron and Steel Institute*
 a_p – Profundidade de usinagem (mm)
ASTM – *American Society for Testing and Materials*
BSE – Retro-espalhamento de elétrons
CFC – Cúbica de Face Centrada
EDS – Espectroscopia de Energia Dispersiva
 f – Avanço (mm/rev)
 f_z – Avanço por dente (mm/dente)
gf – Grama-força
 h – Espessura de corte (mm)
 h_{min} – Espessura mínima de corte (mm)
HRC – Dureza Rockwell (escala C)
HV – Dureza Vickers
 k_c – Força específica de corte (N/mm²)
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MQL – Mínima Quantidade de Líquido ou Mínima Quantidade de Fluido
OPEP – Organização dos Países Exploradores de Petróleo
 R_a – Rugosidade superficial média
rev – Revolução
 r_β – Raio de aresta da ferramenta (μm)
SE – Elétrons secundários
TCC – Tetragonal de Corpo Centrado
TIG – *Tungsten Inert Gas*
TiN – Nitreto de Titânio
 v_c – Velocidade de corte (m/min)

Outras abreviaturas e siglas

δ -Ni₃Nb – Composto intermetálico com estrutura cristalina ortorrômbica
 γ – austenita CFC

γ'' -Ni₃Nb – Composto intermetálico com estrutura cristalina metaestável TCC

γ' -Ni₃(Al, Ti, Ta) – Composto intermetálico com estrutura cristalina metaestável CFC

γ_e – Ângulo de saída efetivo da ferramenta

γ_o – Ângulo de saída da ferramenta

η -Ni₃Ti – Composto intermetálico com estrutura cristalina hexagonal

μm – Micrometro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	19
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	25
2.1 Materiais – Liga 625 e AISI 8620	25
2.1.1 Liga 625.....	26
2.1.2 A Liga 625 e o processamento.....	32
2.1.3 AISI 8620.....	37
2.2 Usinagem criogênica e integridade superficial.....	40
2.2.1 Aplicações e outros aspectos relevantes da usinagem criogênica.....	44
2.3 O raio de aresta e o avanço por dente (f_z)	53
3 MATERIAIS E MÉTODOS	62
3.1 Detalhes Experimentais	62
3.2 Obtenção dos perfis de dureza subsuperficial e dureza superficial Vickers.....	66
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	69
4.1 Rugosidade e aspecto superficial	72
4.1.1 Liga 625 laminada.....	72
4.1.2 Aço AISI 8620	74
4.1.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625.....	75
4.1.4 Aspecto da superfície por análise de imagens	78
4.1.5 Síntese do fresamento tangencial criogênico versus emulsão	80
4.2 Perfis de dureza.....	82
4.2.1 Liga 625 laminada.....	82
4.2.2 Aço AISI 8620	84
4.2.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625.....	86
4.2.4 Síntese do fresamento tangencial criogênico versus emulsão	89
4.3 Análise Microestrutural.....	90
4.3.1 Liga 625 laminada.....	93
4.3.2 Aço AISI 8620	97
4.3.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625.....	99
4.3.4 Síntese da análise microestrutural.....	105
5 CONCLUSÕES.....	107

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	111
REFERÊNCIAS.....	112

1 INTRODUÇÃO

A partir de novas descobertas, reservas naturais e exploráveis de óleo e gás têm crescido e em 2014 representavam cerca de 6% de toda a produção mundial de derivados de petróleo. Muitos países estão envolvidos diretamente com esse tipo de exploração, incluindo Brasil, Canadá, China e Índia (BRITISH PETROLEUM, 2014a). Essas fontes de óleo e gás têm se tornado essenciais, por exemplo para o Brasil, que só estava atrás do Iraque entre os países com maior taxa de crescimento de produção de barris de petróleo até 2013 (INTERNATIONAL ENERGY AGENCY, 2013), produzindo quatro vezes mais petróleo do que há duas décadas atrás (BRITISH PETROLEUM, 2014b).

Outro fator importante é que as fontes de óleo e gás em águas profundas estão localizadas principalmente em países que não pertencem à Organização dos Países Exportadores de Petróleo (OPEP), assim se tornam cruciais no contexto econômico global. Contudo, ainda há problemas de infraestrutura e econômicos para a exploração (WEIMER, SLATT e WEIMER, 2004), incluindo obstáculos que envolvem a manufatura e conservação dos equipamentos de perfuração e transporte do fluido, particularmente quando se trata das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Logo, costuma-se utilizar certos tipos de materiais que são capazes de operar nessas circunstâncias, tais como as superligas de níquel.

As superligas à base de níquel são apropriadas por serem uma classe não usual de materiais metálicos, com uma excepcional combinação de alta resistência mecânica, tenacidade e resistência à degradação em meios corrosivos ou oxidantes em altas temperaturas (POLLOCK e TIN, 2006). Além disso, as superligas são extensivamente usadas na indústria aeroespacial, especialmente na produção de compartimentos de turbinas, assim como equipamentos marinhos, reatores nucleares, papel e celulose, plantas petroquímicas e indústria alimentícia (EZUGWU, BONNEY e YAMANE, 2003). Dentre as propriedades, a resistência à corrosão é uma das mais importantes desse tipo de liga (ZIEMNIAK e HANSON, 2003), que é essencial na indústria de óleo e gás, já que os equipamentos são empregados em ambientes altamente corrosivos e nessa área a Liga 625 se destaca por sua elevada resistência à corrosão.

No entanto, a usinabilidade das superligas de níquel é baixa, por exemplo, apenas 8 a 20% daquelas das ligas ferro-carbono comuns, resultando em processos relativamente

ineficientes (ZHU, ZHANG e DING, 2013). A baixa usinabilidade dessas ligas é resultado de características como: alta dureza, alta resistência mecânica e alto limite de escoamento em altas temperaturas. Ressalta-se também o encruamento por deformação (*work hardening*), a presença de carbonetos na matriz do material e a baixa condutividade térmica (SIMS e HAGEL, 1972).

A terminologia superliga está relacionada às propriedades desses materiais, principalmente em elevadas temperaturas, e ao elevado número de elementos que os compõem. Essas ligas, à base de níquel, ferro-níquel e cobalto costumam ser empregadas e são capazes de serem usadas em temperaturas superiores a 540 °C (DONACHIE e DONACHIE, 2002). Ademais, o número de elementos de liga presentes nesses materiais ultrapassa facilmente a dezena e tudo isso, conseqüentemente, faz com que seja um dos materiais mais complexos já projetados pelo homem (REED, 2006).

As excelentes propriedades das superligas de níquel estão intrinsecamente ligadas aos elementos de liga presentes no material, uma vez que tais ligas são metaestáveis e tendem a sofrer mudanças de propriedades após tratamentos térmicos devido à precipitação de fases secundárias, principalmente após tratamento térmico de envelhecimento (BIHLET, DAHL e SOMERS, 2014; REED, 2006). De fato, não só os tratamentos térmicos são responsáveis por tais mudanças (DAVIDSON, 1991), as superligas são também altamente dependentes do processo de obtenção (fundição, soldagem, metalurgia do pó, etc.) e, além disso, podem sofrer alterações de propriedades durante o serviço em altas temperaturas (CHANG, 2009; CIESLAK, M. J., 1991; CIESLAK, M.J., 1991; CIESLAK, HEADLEY e FRANK, 1989; DAVIDSON, 1991; DEVAUX *et al.*, 2008; PAI e SUNDARARAMAN, 2005; WILSON *et al.*, 1991). Assim, não só a composição química garantirá as propriedades necessárias em serviço, mas também é necessário o adequado processo de obtenção, tratamento térmico e precauções quanto a alterações das propriedades em serviço.

Uma das características importantes das superligas de níquel, que pode afetar diretamente a usinagem e o produto acabado, é a alta capacidade dessa classe de materiais de sofrer encruamento por deformação, dependendo das condições metalúrgicas da liga.

A característica de encruamento por deformação nas superligas de níquel está diretamente relacionada à presença de precipitados secundários, como sugere Courtney (2000). Adicionalmente, em ligas que sofrem endurecimento por precipitação o processo de endurecimento envolve o contorno das partículas pelas discordâncias (MARTIN, 1998). Assim sendo, as diferentes orientações cristalográficas dos precipitados secundários em

relação à matriz do material podem dificultar ou impedir o movimento das discordâncias, melhorando as propriedades mecânicas. No entanto, é claro, nem todos os precipitados promoverão alterações benéficas às propriedades mecânicas, o que depende, portanto, da interação entre tais partículas e as discordâncias.

Portanto, é de se supor que a Liga 625 possa sofrer alterações relacionadas ao endurecimento por deformação. A literatura indica que tais mudanças não se dão em todas as condições, embora haja a possibilidade diante de certas condições da liga e das condições do corte. Por exemplo, Singh *et al.* (2013) estudam o comportamento de uma Liga 625 envelhecida (presença de fases metaestáveis precipitadas), afirmando que essa liga está sujeita ao encruamento por deformação e que há uma relação entre a temperatura e o seu comportamento.

A Liga 625 é bem versátil quanto às formas de aplicação, pois nela os baixos teores de Al-Ti reduzem a tendência à precipitação de fases secundárias e ainda propiciam excelente soldabilidade (EISELSTEIN e TILLACK, 1991). Assim, essa liga é fortemente usada na indústria na forma soldada (*cladding*), geralmente com o aço como material de base, mas também pode ser encontrada em peças inteiriças com bastante frequência (SHOEMAKER, 2005; SPECIAL METALS, 2013). A união soldada entre a Liga 625 e aços dá origem aos bimetálicos ou compostos bimetálicos, como denominados no presente trabalho. Geralmente, nesse tipo de material, o aço tem a função de resistir às solicitações mecânicas, enquanto a Liga 625 forma uma camada superficial, que estará em contato com meios altamente abrasivos e corrosivos. O principal quesito que leva ao uso dos compostos bimetálicos soldados é o custo, já que as superligas de níquel são relativamente caras, principalmente quando comparadas aos aços (SMITH, 2012).

Ao contrário das superligas de níquel, aços que sofrem precipitação de fases secundárias não são maioria, são aplicados em condições específicas e também possuem quantidade considerável de elementos de liga. Além do que, tais fases costumam precipitar e sofrer coalescência em temperaturas mais baixas (SILVA e MEI, 2006). Assim, os aços para serviço em altas temperaturas tendem a trabalhar em temperaturas mais baixas que as permissíveis para as superligas de níquel.

Portanto, considerando as propriedades relativamente distintas de superligas de níquel e aços é de se esperar que o comportamento desses materiais também possa ser diferente quando submetidos aos processos de fabricação, tais como conformação, forjamento e usinagem. Nesse sentido, o nitrogênio em baixíssimas temperaturas é utilizado

com bastante frequência com o intuito de se alterar as propriedades dos materiais de forma proposital durante a manufatura. Assim sendo, em tese, a usinagem pode produzir modificações no material em condições de alta deformação e com alterações bruscas de temperatura, caso os materiais possuam propensão a mudanças metalúrgicas e nas propriedades mecânicas.

Em uma extensa revisão a respeito de processos de manufatura criogênicos, Jawahir *et al.* (2016) afirmam que para o caso específico da usinagem convencional criogênica, o nitrogênio oferece a vantagem ambiental do corte a seco em combinação com o rápido efeito refrigerante. Para os autores, a capacidade de dissipação do calor é muito alta na zona de corte, a ponto de reduzir as temperaturas na região. Além disso, o fluido criogênico possui a capacidade de alterar as propriedades da ferramenta e peça.

Diversos trabalhos têm ratificado a eficácia da usinagem criogênica, principalmente em corte contínuo, no aprimoramento de propriedades relativas à integridade superficial, resistência à corrosão, fadiga, etc. Dessa forma, o nitrogênio tem demonstrado uma capacidade excepcional em alterar a integridade superficial de peças usinadas devido a alterações em propriedades mecânicas e metalúrgicas durante a usinagem. Fora todas as vantagens apontadas, o nitrogênio ainda conta com as prerrogativas de ser ecologicamente correto e atóxico.

Assim sendo, duas relações distintas ligadas à integridade superficial podem ser destacadas, baseadas na literatura apresentada no capítulo seguinte e em experiência própria. A primeira delas diz respeito à relação entre o processo de fabricação, com foco na usinagem, e a integridade superficial. A segunda tem relação com o material (sua rota de obtenção, tratamentos térmicos posteriores, etc.) sobre a integridade superficial. A primeira delas tem sido muito difundida e estudada por pesquisadores ao longo das últimas décadas, enquanto a segunda acaba por ser menos valorizada na grande parte dos casos.

Isso significa que, quase como senso comum, a integridade superficial promove alterações por meio da usinagem. No entanto, pouco se tem discutido a respeito da dependência dessas alterações em relação às propriedades dos materiais. De fato, o que se verifica na área é a generalização de fenômenos que dependem fortemente das condições em que ocorreu o corte e, por consequência, do processo de formação do cavaco e das interações na interface cavaco/ferramenta e ferramenta/peça. Além disso, se deixa de lado o fato de que a forma de obtenção do material metálico e suas propriedades decorrentes, também terão papel primordial no resultado da usinagem.

O levantamento bibliográfico realizado para o presente estudo e apresentado no capítulo de Revisão da Literatura demonstrou que muito já se estudou a respeito do uso de fluidos criogênicos em usinagem. No entanto, também indicou que tais estudos estão concentrados no corte contínuo e nas superligas de níquel mais comuns, principalmente a Liga 718. Além disso, foi observado que há uma tendência à generalização, quando na verdade diferentes materiais metálicos de uma mesma família poderão ter comportamento distinto em condições de usinagem semelhantes, na verdade um mesmo material produzido por rotas de obtenção e tratamentos térmicos distintos já responderá aos processos de usinagem de forma distinta.

Desta forma, afirmamos que o estudo da Liga 625 em diferentes condições de processamento é novo, que a grande maioria dos estudos de usinagem criogênica que dizem respeito à superligas tratam da Liga 718 e, geralmente, no torneamento, como apresentado no trabalho de Shokrani *et al.* (2013). Nesse mesmo trabalho fica claro que pouco se pesquisou a respeito do fresamento criogênico, principalmente o fresamento tangencial criogênico. Além disso, os estudos não costumam considerar que dois materiais com composição química semelhante, mas com rotas de obtenção e tratamentos térmicos diferentes produzirão respostas diferentes ao serem usinados, já que geralmente esse tipo de comparação não é feita. Por fim, o estudo também trata de compostos bimetálicos obtidos por soldagem em usinagem, o que é relativamente novo até para o torneamento e muitos campos ainda não foram investigados.

Portanto o presente trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento da integridade superficial de dois materiais, a Liga 625 e o aço AISI 8620, obtidos a partir de três diferentes rotas no fresamento tangencial criogênico. Assim sendo, a Liga 625 laminada e solubilizada, o aço AISI 8620 forjado e recozido e o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625, com o aço como material de base e a Liga 625 soldada (*cladding*), foram fresados em diferentes velocidades de corte e avanços, comparando-se o uso de fluido convencional emulsionável com o nitrogênio (N₂). As condições de usinagem foram determinadas para se trabalhar com dois extremos, alta taxa de deformação e maior geração de calor, como será detalhado nos capítulos de Materiais e Métodos e Resultados e Discussões.

Portanto, no presente trabalho avaliou-se o papel do fluido criogênico, de condições de corte e das diferentes condições de processamento dos materiais empregados na integridade superficial da peça no fresamento tangencial, considerando os possíveis mecanismos que propiciam tais mudanças.

Finalmente, o Capítulo de Revisão da Literatura foi estruturado de forma a apresentar os materiais, sua metalurgia e diferenças resultantes do processamento das ligas. Logo depois, nesse mesmo capítulo, tratamos a respeito da usinagem criogênica e o papel dela na integridade superficial. Para fecharmos o capítulo de Revisão da Literatura trazemos teorias relativas ao raio de aresta da ferramenta, o avanço por dente a espessura de corte (h). Dando continuidade ao trabalho, são apresentados os Materiais e Métodos no Capítulo 3, seguido pelos Resultados e Discussões no Capítulo 4, que possui ao fim de cada subitem a síntese dos resultados encontrados na tentativa de facilitar o entendimento. Fechamos o trabalho com as Conclusões e as Sugestões Para Trabalhos Futuros.

2 REVISÃO DA LITERATURA

A Liga 625 e o aço AISI 8620 possuem vasto campo de aplicação e, para o caso específico tratado aqui, devemos primeiro pensar nos dois como um par no composto bimetálico obtido por soldagem (*cladding*), cada qual com sua função e propriedades específicas. Também não podemos desconsiderar o fato de que tais ligas podem ser encontradas sob outras formas de obtenção, tais como laminadas e forjadas, e que por isso as propriedades e respostas aos processos de fabricação a que estarão sujeitas irão diferir.

Assim, deve ser considerado que esses materiais (assim como outros) poderão estar sujeitos a alterações em suas propriedades de acordo com a rota de obtenção e tratamentos termo/mecânicos posteriores, além de haver a possibilidade de que suas propriedades sejam alteradas durante a usinagem. Isso se aplica principalmente à Liga 625 que parece ser mais sensível.

Portanto, o processo de obtenção dos materiais é distinto e as propriedades também tendem a ser, mas o que é possível afirmar a respeito da integridade superficial como resposta desses materiais ao processo de usinagem quando sujeitados a condições específicas, incluindo o uso de nitrogênio como fluido de corte. Logo, este item tem por propósito trazer à tona pontos importantes a respeito dos materiais, do uso do fluido criogênico e do papel do raio de aresta da ferramenta sobre a integridade superficial produzida após o corte.

2.1 Materiais – Liga 625 e AISI 8620

Em se tratando de diversos materiais utilizados em engenharia é preciso ter em mente que: materiais obtidos por rotas de processamento distintos e que passaram por tratamentos termomecânicos diversos tendem a ser diferentes na prática, mesmo que a composição química entre eles seja semelhante. Nessa perspectiva, é importante entender as possíveis diferenças específicas entre cada um deles, antes de se procurar por explicações a respeito de comportamentos distintos após a fabricação, especialmente na usinagem.

2.1.1 Liga 625

A liga de níquel 625 (Tabela 2.1) é conhecida principalmente devido às suas excelentes qualidades no quesito resistência à corrosão (EISELSTEIN E TILLACK, 1991; GUO *et al.*, 2012; SHOEMAKER, 2005; SPECIAL METALS, 2013) e, não por coincidência, pertence a uma classe especial de materiais usados em engenharia, denominada de “superligas”. A terminologia superliga está relacionada às propriedades desses materiais, principalmente em elevadas temperaturas, e ao elevado número de elementos químicos que os compõem. Essas ligas, à base de níquel, ferro-níquel e cobalto, costumam ser empregadas em temperaturas superiores a 540 °C (DONACHIE e DONACHIE, 2002). Outrossim, o número de elementos de liga presentes nesses materiais ultrapassam facilmente a dezena e tudo isso, conseqüentemente, faz com que seja um dos materiais mais complexos já projetados pelo homem (REED, 2006).

Tabela 2.1 – Composição nominal da Liga 625 (% em massa) (EISELSTEIN e TILLACK, 1991).

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	Si	Al	Ti	Mn	S
Balanço	21,5	9	3,6	2	0,05	0,20	0,20	0,20	0,20	0,001

A complexidade dessas ligas pode ser facilmente compreendida, pois a fase austenita (γ) CFC (cúbica de face centrada) é a principal constituinte das superligas de níquel, sendo inclusive tratada como uma liga monofásica comercialmente. No entanto, há uma série de fases secundárias que podem estar presentes no material, destacando-se as principais delas: carbonetos, carbonitretos, boretos e fases intermetálicas. A presença de fases secundárias depende da composição química, do histórico termomecânico e das rotas de tratamento térmico (FARINA, 2014), sendo importantes, por exemplo, a duração e a temperatura desses tratamentos térmicos.

Além disso, as excelentes propriedades das superligas estão relacionadas às fases precipitadas e às partículas em solução sólida, podendo ser carbonetos, carbonitretos e boretos do tipo MC, $M_{23}C_6$, M_6C , M_7C_3 , $M(C,N)$ e M_3B_2 em todos os tipos de superligas; além de compostos intermetálicos γ' -Ni₃(Al, Ti, Ta) CFC, γ'' -Ni₃Nb TCC (tetragonal de corpo centrado), η -Ni₃Ti hexagonal, δ -Ni₃Nb ortorrômbica, μ , σ , Laves, dentre outras, presentes nas superligas à base de níquel e ferro-níquel (BIHLET, DAHL e SOMERS, 2014;

DAVIS, 2000; REED, 2006). Portanto, as relações entre matriz austenítica e precipitados, além da forma e cinética de precipitação podem variar bastante nas superligas de níquel, fazendo com que as propriedades sejam bastante afetadas.

O aumento de resistência das superligas de níquel está relacionado principalmente à precipitação de duas fases metaestáveis, a γ' e γ'' durante tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. No entanto, sabe-se que ligas que passam pelo tratamento térmico de envelhecimento em excesso estarão sujeitas à precipitação de fases deletérias, como a ortorrômbica δ , que é invariavelmente incoerente com a matriz e tende a piorar as propriedades mecânicas do material, por exemplo (REED, 2006).

Bihlet et al. (2014) acrescentam que a precipitação da fase γ'' -Ni₃Nb é resultado da supersaturação de Nb na matriz Ni na temperatura de envelhecimento e que as propriedades mecânicas serão dependentes do tempo do tratamento térmico. Para eles, as reações de precipitação levarão à menor ductilidade e maior resistência mecânica. Além disso, de acordo com Pai e Sundararaman (2005), as temperaturas de serviço facilmente atingem valores suficientes para a formação de novas fases no material, a partir de 400 °C.

No entanto, não só as fases intermetálicas têm papel importante, os carbonetos também contribuem para mudanças nas propriedades e uma ampla gama de morfologias pode ser encontrada (EISELSTEIN e TILLACK, 1991). Como exemplo, os carbonetos nos contornos de grão tendem a ser prejudiciais à resistência a corrosão da Liga 625 (FARINA, 2014), apesar de poderem alterar os mecanismos de escoamento de discordâncias e melhorar as propriedades mecânicas das superligas sob deformação (REED, 2006).

Tratando-se de carbonetos, os seus principais formadores são os elementos metálicos Cr, Mo, Ti, Ta e Hf, representados pela letra “M” (MC, M₆C, M₂₃C₆, etc.). Os carbonetos do tipo MC são carbonetos primários, geralmente formados em altas temperaturas da fase líquida. Consequentemente, esses carbonetos são em geral encontrados em regiões interdendríticas e nenhuma relação de orientação distinta com a matriz é exibida. Em contrapartida, os outros carbonetos são carbonetos secundários, formados em temperaturas menores e, normalmente, durante tratamento de envelhecimento ou períodos prolongados de exposição em serviço. Como exemplo, o carboneto M₂₃C₆ que é produto da decomposição de carbonetos do tipo MC ($MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$), que se formam em temperaturas em torno de 750 °C e costumam precipitar-se nos contornos de grão da fase austenita. Enfim, carbonetos, carbonitreto e boreto melhoram, em várias circunstâncias, a resistência à

fluência do material em altas temperaturas, além de serem tidos como ampliadores de resistência nos contornos de grão (REED, 2006; PAI e SUNDARARAMAN, 2005).

As características apresentadas até aqui também são comuns à Liga 625 (metaestável e do tipo Ni-Cr-Mo-Nb), respeitando alguns aspectos específicos. Essa liga possui alto teor de Ni+Cr (a Tabela 2.1 apresenta a composição típica da Liga 625), apresentando uma alta resistência à corrosão. Nela, os percentuais de alumínio e titânio são mantidos baixos com o intuito de se reduzir a capacidade de endurecimento por envelhecimento, mas também para melhorar a soldabilidade do material. Além disso, devido ao baixo teor de Al-Ti, a Liga 625 praticamente não sofre a precipitação da fase metaestável γ' -Ni₃Al, encontrada na Liga 718, por exemplo. Em contrapartida, devido ao alto teor de Nb, haverá alta precipitação da fase γ'' -Ni₃Nb (podendo ser Ni₃Mo), também metaestável, em que a resposta ao tratamento térmico de envelhecimento será altamente dependente da temperatura de recozimento da liga. Apesar de ter sido desenvolvida como uma liga com aumento de resistência por solução sólida, foi demonstrado posteriormente sua capacidade de aumento de resistência por envelhecimento ou em serviço em temperaturas intermediárias (EISELSTEIN e TILLACK, 1991).

As excelentes propriedades exibidas pela Liga 625 em altas temperaturas estão relacionadas às tensões coerentes transmitidas e pelo limitado número de sistemas de deslizamento que operam na fase γ'' . Nesse sentido, há uma característica muito importante, também relacionada à cinética de formação da fase γ'' , que é a vagarosa cinética de formação das fases secundárias como consequência de altas tensões coerentes (REED, 2006). Assim, as fases secundárias, incluindo os carbonetos, crescem lentamente a partir de escalas nanométricas durante os tratamentos térmicos, o que na prática inibe o aparecimento de trincas de soldagem e melhora consideravelmente as propriedades dos materiais (DEVAUX *et al.*, 2008; EISELSTEIN e TILLACK, 1991). A Tabela 2.2 e a Figura 2.1 apresentam propriedades importantes da Liga 625 em temperaturas de trabalho e temperatura ambiente, mostrando o efeito do tratamento térmico e dos precipitados nas propriedades desse material.

Tabela 2.2 – Propriedades típicas da Liga 625 em altas temperaturas (DAVIS, 2000).

Temperatura (°C)	Resistência Tração (MPa)	Limite Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Coefficiente exp. térmica ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{K}$)	Condutividade térmica (W/m.K)
21	855	490	50	-	9,8
540	745	405	50	14,0	17,5
870	285	275	125	15,8	22,8

Além das fases supracitadas, outras fases podem se precipitar durante os tratamentos térmicos e o uso das superligas em serviço. Para Bihlet, Dahl e Somers, (2014), tais mudanças microestruturais podem conferir ao material péssimas propriedades relativas à soldabilidade, usinabilidade e conformabilidade. Geralmente, quanto maiores os teores de Ni (acima de 22%) e Nb, maior será a tendência de precipitação de fases deletérias aos processos de fabricação, como as fases α -Cr (cúbica de corpo centrado – CCC) e δ -Ni₃Nb organizadas em grupos nos contornos de grão. Além disso, a precipitação de tais fases continua a ser dependente das condições de processamento e ao tratamento térmico (que costuma dissolver a fase α -Cr e promover o aparecimento da δ -Ni₃Nb, principalmente se for realizado por um tempo excessivo). Por exemplo, a fração de α -Cr no material tem influência significativa na resistência mecânica e ductilidade do material.

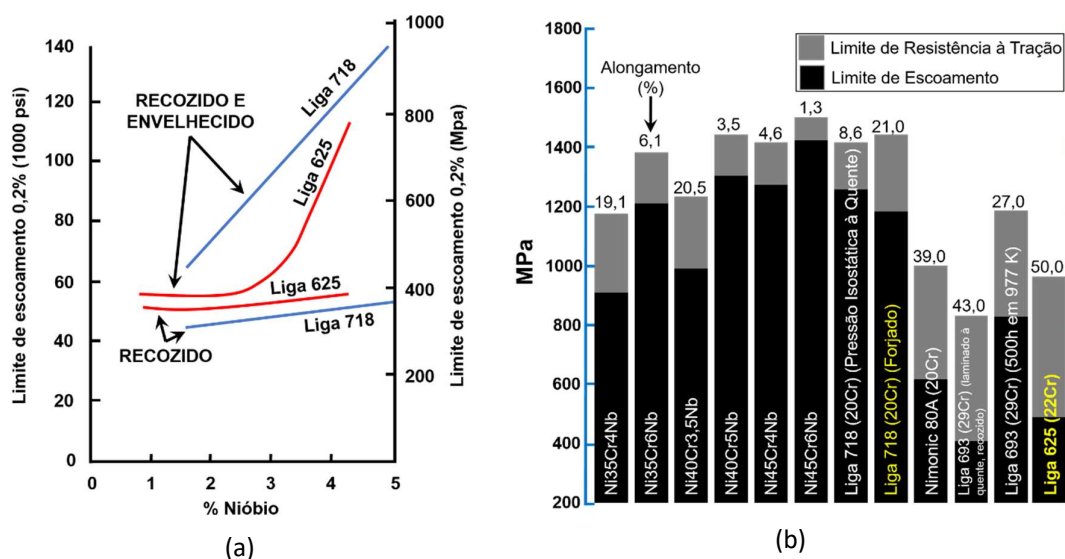


Figura 2.1 – (a) Efeito da porcentagem de Nb e dos tratamentos térmicos no limite de escoamento 0,2% na Liga 625 e na Liga 718 (EISELSTEIN e TILLACK, 1991). (b) Propriedades de algumas das superligas de níquel (BIHLET *et al.*, 2014) – (adaptadas).

Pai e Sundararaman (2005) realizaram um estudo com a Liga 625, baseando-se no alto custo que possuem e na precipitação de fases intermetálicas durante o serviço. Nele os autores promoveram o tratamento de solubilização (1100 °C por 2 h) e envelhecimento em temperaturas entre 600-700 °C por 500 h em amostras da Liga 625, logo depois colocaram em serviço por 10.000 horas em 650°C amostras de cada uma das condições avaliadas, mantendo também amostras na condição virgem, ou seja, antes do serviço. Logo após o tempo em serviço, os autores submeteram tais amostras ao mesmo tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, comparando as respostas nas duas situações (virgem e ressolubilizado). Os resultados apresentados demonstraram que os comportamentos do material virgem, ressolubilizado ou solubilizado e envelhecido são diferentes. Enquanto o material virgem havia sofrido precipitação uniforme da fase γ'' na matriz, o ressolubilizado teve precipitação heterogênea e em menor quantidade dessa fase nas discordâncias. Os autores atribuem tal diferença às mudanças na composição química da liga devido à precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C em serviço. Além disso, os resultados mostram a importância das temperaturas e do tempo de tratamento térmico na cinética de precipitação das fases intermetálicas que têm a função de aumentar a resistência do material.

Davidson (1991), após ter estudado as propriedades mecânicas, a resistência à corrosão e a microestrutura de uma Liga 625 obtida por metalurgia do pó, afirmou que a microestrutura e as características da liga testada são fortemente influenciadas pela escolha e ajuste dos parâmetros de tratamento térmico, tais como tempo e temperatura. Ele observou que os carbonetos do tipo MC e M_6C estavam presentes em todas as condições, mas que, tendiam a se dissolver em temperaturas mais baixas que o carboneto do tipo $M_{23}C_6$, que aparece com certa abundância após o tratamento térmico por ser mais estável em maiores temperaturas. Portanto, para ele, o tipo e a concentração dos carbonetos dependem do tratamento térmico adotado.

Em outro trabalho foram depositadas camadas da Liga 625 sobre o aço inoxidável 304 usando os métodos de soldagem plasma, TIG e laser (WILSON *et al.*, 1991). Análises indicaram a presença de trincas nos processos com alta taxa de calor na deposição, que parecem estar associadas à precipitação de fases secundárias, principalmente a fase Laves, prejudicial às propriedades do material e que foi evidenciada por análises morfológicas e químicas. Houve o indicativo da presença de grande quantidade de Nb, Mo e Si nessas regiões. Os autores observaram que em processos de baixa entrada de calor existiu a formação de Laves mais fina, mas que não apareceram trincas. Para os autores, processos

com baixa taxa de entrada de calor na deposição desfavorecem a segregação dos elementos químicos citados, pois a solidificação ocorre de maneira mais rápida. Entretanto, com grande entrada de calor o processo de solidificação continua fora do equilíbrio, mas há tempo para que os elementos químicos que formam fases deletérias sejam segregados.

Outra característica importante das superligas de níquel, que pode afetar diretamente a usinagem e o produto acabado, é a alta capacidade dessa classe de materiais sofrer encruamento (*work hardening*), dependendo das condições metalúrgicas da liga. Nesse sentido, Hull e Bacon (2011) afirmam que à parte os efeitos associados com a difusão em altas temperaturas, a deformação plástica corresponde ao deslizamento de um grande número de discordâncias e que a tensão crítica para o início do cisalhamento será aquela requerida para mover tais discordâncias. Além disso, o sistema de escorregamento é dependente da estrutura cristalina e, virtualmente, todas as técnicas de aumento de resistência se baseiam no princípio de que a redução ou o impedimento ao movimento das discordâncias torna o material mais duro e resistente (CALLISTER, 2008).

A esse respeito, o encruamento é resultado do movimento de discordâncias, sua interação e alterações de distribuição e densidade (HULL e BACON, 2011). Geralmente o encruamento é explorado pela vantagem de aumentar a resistência de sólidos metálicos por deformação plástica. Sabe-se que as discordâncias não se movimentam como defeitos isolados, mas como grupos, criando bandas de deslizamento e que a deformação, por si só, cria barreiras ao movimento de discordâncias e, conseqüentemente, à deformação. Além disso, é importante destacar que a orientação cristalográfica e a presença de partículas precipitadas na matriz de materiais policristalinos irão interferir na capacidade de movimentação das discordâncias. Por fim, de modo cíclico, o movimento e a interação de discordâncias podem levar a obstáculos ao deslizamento, com aparecimento de novas discordâncias em regiões mais moles do material, que poderão se bloquear com a deformação imposta a ele.

A alta capacidade de sofrer encruamento nas superligas de níquel está diretamente relacionada à presença de precipitados secundários, como sugere Courtney (2000). Adicionalmente, em ligas que sofrem encruamento, o processo de endurecimento envolve o contorno das partículas pelas discordâncias (MARTIN, 1998). Assim sendo, as diferentes orientações cristalográficas dos precipitados secundários em relação à matriz do material podem dificultar ou impedir o movimento das discordâncias, melhorando as propriedades mecânicas na região encruada. No entanto, é claro, nem todos os precipitados promoverão

alterações benéficas às propriedades mecânicas, o que depende, portanto, da interação entre tais partículas e as discordâncias.

Portanto, é de se supor que a Liga 625 possa sofrer alterações relacionadas ao encruamento. A literatura indica que tais mudanças não se dão em todas as condições, embora haja a possibilidade diante de certas condições da liga e das condições do corte. Por exemplo, Singh, Chakravarty e Sundararaman (2013) estudaram o comportamento de uma Liga 625 com a presença de fases precipitadas. No trabalho os autores avaliaram a microestrutura e o encruamento em diferentes condições escolhidas. Segundo eles, a Liga 625 está sujeita ao encruamento e há uma relação entre a temperatura, a rota de tratamento térmico e o seu comportamento.

Enfim, a literatura demonstra a dependência das propriedades finais das superligas de níquel e de sua alta capacidade de sofrer encruamento em relação à composição química, ao processamento e à rota de tratamento térmico. Assim sendo, espera-se que materiais que tenham composição química semelhante, mas que tenham passado por processamentos e rotas de tratamento térmicos distintos respondam ao processo de usinagem de formas diferentes.

2.1.2 A Liga 625 e o processamento

O presente subitem é dedicado a considerações relativas à Liga 625 e seu processamento, uma vez que as superligas de níquel são bastante suscetíveis a mudanças nesses casos. Assim, o cerne da questão parece estar no fato de que as propriedades mecânicas das ligas de níquel são fortemente dependentes do estado da microestrutura que, por sua vez, são controladas pela composição química e as condições de processamento. Por exemplo, quando se trata da tensão de escoamento em altas temperaturas, estritamente relacionada ao movimento de discordâncias (REED, 2006).

A manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas, em níveis semelhantes aos que ocorrem em temperatura ambiente, está relacionada ao balanço entre o amolecimento da matriz e o aumento da resistência das partículas precipitadas com o aumento da temperatura nas superligas de níquel. Isso se deve principalmente pelas fases metaestáveis γ' e γ'' , mas também ocorre por contribuições de outras fases, carbonetos e carbonitretos, por exemplo. Nesse sentido, tomando a fase $\gamma' - \text{Ni}_3\text{Al}$, estudos demonstram que no intervalo entre -100 e 600 °C há um aumento contínuo da tensão de escoamento,

devido aos efeitos na estrutura cristalina e ao não controle da difusão de elementos necessários para sua formação (DAVIES e STOLOFF, 1965).

Há evidências de que quanto menor o espaçamento entre as partículas, maior será a relação entre o retículo cristalino e as discordâncias, como resultado da natureza composta próxima aos vizinhos com alta tendência ao ordenamento da liga. Assim, à medida que a temperatura aumenta e as forças no retículo cristalino crescem, essas interações das discordâncias com o retículo cristalino ficam mais fortes, e, por consequência, a tensão para mover as discordâncias irá aumentar até uma temperatura limite em que um processo termicamente ativado se torne importante e acabe por diminuir a tensão de escoamento (DAVIES e STOLOFF, 1965).

Retornando especificamente à Liga 625, é necessário ter em mente que ela possui a tendência de não precipitar a fase intermetálica γ' – Ni_3Al . No entanto, esse composto possui uma quantidade consideravelmente elevada de Nb, que tenderá a formar a fase γ'' – Ni_3Nb que também irá contribuir para o aumento de resistência da liga após tratamento térmico adequado (EISELSTEIN e TILLACK, 1991). Assim, o Nb parece ser elemento chave na Liga 625, pois além fazer parte das fases benéficas às propriedades mecânicas do material, também faz parte das fases deletérias, Laves e δ , por exemplo. As fases deletérias não prejudicam somente as propriedades mecânicas, pois podem facilitar o aparecimento de trincas e reduzir a resistência à corrosão, como pode ser visto nos trabalhos de Cieslak (1991), Wilson et al. (1991) e Cieslak et al. (1989), por exemplo.

A composição química, entretanto, é apenas uma das condições para que o material atinja ou não as excelentes qualidades necessárias em serviço. A outra condição diz respeito ao processamento do material. Assim, principalmente a taxa de resfriamento após a fundição e o tempo, a temperatura e a taxa de resfriamento nos tratamentos térmicos posteriores serão fundamentais na determinação da microestrutura e das propriedades mecânicas dessa liga (DAVIDSON, 1991) e das superligas de níquel de forma geral.

Diversos estudos vêm abordando a temática da metalurgia de solidificação das superligas de níquel ao longo das últimas décadas, incluindo a Liga 625. Eles mostram a importância da composição química, do processo de obtenção e dos tratamentos térmicos, principalmente na cinética de formação de elementos. Nesse sentido, é importante observar que o comportamento de Ligas 625, com aproximadamente a mesma composição química, pode variar bastante em processos em que há um controle maior sobre a temperatura, sobre

os tempos de aquecimento e de resfriamento da liga ou em processos em que o ajuste de parâmetros de obtenção é mais complicado, como na soldagem ou *cladding*.

Em suma, a taxa de resfriamento da liga durante o processo de fundição será fundamental na determinação das fases presentes no produto final. Em baixas taxas de resfriamento, a partir do líquido, haverá tempo suficiente para a formação da matriz CFC γ e para a precipitação de compostos fundamentais para a melhora das propriedades mecânicas da liga, tais como as fases γ' , γ'' e carbonetos do tipo MC e M_6C , já que a cinética de formação desses elementos estará favorecida (CHANG, 2009; DAVIDSON, 1991; DEVAUX *et al.*, 2008; PAI e SUNDARARAMAN, 2005). Em contrapartida, quando se tem uma alta taxa de resfriamento, em um processo de solidificação fora do equilíbrio, a matriz CFC γ vai se desenvolvendo por meio do crescimento de dendritas, com cinética desfavorável para elementos como o Nb, Mo, Ti e Si, havendo a segregação desses elementos para regiões interdendríticas. Portanto, os mecanismos são desfavoráveis para a formação das fases $\gamma' - Ni_3Al$, $\gamma'' - Ni_3Nb$, mas podem ser favoráveis para a formação de carbonetos primários (MC e M_6C). Assim, a grande quantidade de Nb segregado nas regiões interdendríticas pode proporcionar a formação nessas regiões de um volume considerável da fase Laves, rica em nióbio (CIESLAK, 1991a, b; CIESLAK *et al.*, 1989; MAGUIRE e MICHAEL, 1994; WILSON *et al.*, 1991), além da possibilidade de aparecimento de outras fases deletérias. Portanto, espera-se que os dois materiais (Liga 625 laminada e Liga 625 obtida por soldagem em composto bimetálico) estudados neste trabalho, baseado em trabalhos já publicados e nas rotas de fabricação e tratamento térmico, possam responder ao processo de usinagem de forma diferente.

Todavia, é importante ressaltar que o processo de resfriamento após a fundição é apenas a primeira etapa para que a superliga tenha as propriedades necessárias. Logo após, podem vir os tratamentos térmicos e é justamente com eles que a liga poderá sofrer grande precipitação de fases do tipo $\gamma' - Ni_3Al$, $\gamma'' - Ni_3Nb$ e carbonetos (incluindo os MC e $M_{23}C_6$).

Independente do processo de obtenção da liga, ela estará sujeita a melhoras por tratamentos térmicos, como confirma o estudo realizado por Cieslak *et al.* (1989), em que foram comparadas as propriedades mecânicas da Liga 625 soldada antes e após solubilização e envelhecimento com a liga forjada, chegando a valores muito próximos. Isso se deve ao fato de que por ser uma liga metaestável, a Liga 625 estará sujeita a mudanças

microestruturais e precipitação de fases secundárias em quaisquer situações, bastando apenas que o tratamento térmico adequado seja realizado.

Portanto, os dois materiais tenderiam a ser diferentes, mesmo que a composição química de ambos fosse exatamente a mesma. Afinal, foram obtidos por formas distintas e enquanto a Liga 625 laminada passou por tratamentos térmicos após a solidificação, o mesmo não ocorreu com a Liga 625 soldada. Assim, alguns trabalhos relacionados ao tema são apresentados a seguir.

Devaux *et al.* (2008) analisaram a cinética de precipitação da fase γ'' na Liga 718 que se assemelha bastante à Liga 625. A partir das análises, os autores afirmam que durante o processo de solidificação da liga e de tratamento de revenimento, controlada a taxa de resfriamento, dificilmente haverá a precipitação da fase γ'' (que depende do tempo). Assim, durante o tratamento térmico de envelhecimento haverá a formação dessa fase e para o caso do trabalho deles, ela apareceu em todas as condições estudadas. Dados suficientemente fortes encontrados sugerem que o processo de crescimento da fase γ'' é controlado pelo volume de difusão do nióbio na matriz. Nesse sentido, vale lembrar que a Liga 625 possui ainda mais Nb que a Liga 718.

Chang (2009) afirma que as propriedades mecânicas dependem da morfologia, tamanho e quantidade das fases precipitadas nas superligas de níquel, principalmente as fases γ' , γ'' e δ . No entanto, problemas relacionados à fundição tais como: segregação, porosidade e fases Laves podem degradar as propriedades mecânicas das ligas. Nesse sentido, Chang *et al.*, (2006) e Lee *et al.* (2006) afirmam que os carbonetos primários do tipo MC, obtidos durante a solidificação a partir do líquido e que estão presentes nos contornos de grão de superligas de níquel são importantes para a melhora da tensão de ruptura e previnem o escorregamento dos contornos de grão. Para eles, os precipitados secundários dificultam a deformação plástica do material.

Em seu trabalho, Cieslak, M. J. (1991), avaliou a soldabilidade e a metalurgia da Liga 625. Para tanto, realizou experimentos com 8 diferentes composições químicas. Os materiais foram soldados (*cladding*) e logo depois passaram por recozimento em temperatura de 1200 °C por 4 horas. O autor observou que após a fusão pela soldagem, a evolução da solidificação da microestrutura da Liga 625 foi dominada pela segregação de Nb. Além disso, relata a ausência de constituintes interdendríticos particulares, por exemplo, γ /Laves e γ /MC, nas ligas com baixo teor de Nb. Já as ligas com teor de Nb significativo tiveram a precipitação de fases secundárias envolvendo o carboneto MC (NbC), fase Laves e o

carboneto M_6C . Para o autor, essas fases alteram as propriedades da liga soldada, promovendo, por exemplo, a piora da resistência mecânica e reduzindo a resistência às trincas, quando comparadas às ligas com baixo teor de Nb.

Maguire e Michael (1994) lembram que o nióbio é adicionado às superligas para reduzir os teores de Al e Ti e, conseqüentemente, a tendência de endurecimento por precipitação e melhorar a soldabilidade da liga. Entretanto, afirmam que, como consequência dessa substituição, pode haver a formação de produtos finais de solidificação como a γ /Laves e γ /carbonetos eutéticos. Esse fenômeno ocorre em casos em que não há tempo suficiente para a formação da fase γ'' (Ni_3Nb), que necessita de um tempo maior para se formar. Por conseguinte, a presença desses constituintes com baixo ponto de fusão favorece a retenção de um filme líquido entre as dendritas que estão se solidificando, o que pode contribuir para o aparecimento de trincas de solidificação.

Para chegar a tais conclusões, Maguire e Michael (1994) realizaram um trabalho em que avaliam o processo de solidificação de ligas de níquel e observam a tendência ao aparecimento de trincas nos materiais obtidos pelo processo TIG. Por meio de suas observações, os autores afirmam que durante o processo de solidificação há a tendência de que os elementos Nb, Mo, Ti e Si sejam segregados para regiões interdendríticas, enquanto Fe e Cr não sejam segregados e com o Nb sendo o elemento com maior potencial de segregação. Assim, a última parte de líquido a se solidificar estará enriquecida por Nb, Mo, Ti e Si, formando a fase Laves, carbonetos e outros compostos intermetálicos. Exames em microscopia eletrônica analítica e análises térmicas diferenciais comprovaram essa tese, pois identificaram que a fase de γ /Laves é predominante nas regiões interdendríticas, com a presença de carbonetos do tipo γ/MC e fase δ , em menores quantidades.

Cieslak, Headley e Frank (1989) avaliaram a metalurgia de soldagem (processo TIG) de uma Liga 625 com composição alterada, reduzidos teores de Si e C, comparando com a Liga 625 convencional e com a Liga 718. Para os autores, a evolução da microestrutura durante a solidificação da Liga 625 alterada é similar à da Liga 625 convencional e deriva da segregação dos elementos de liga durante a solidificação das dendritas, dessa maneira constituintes terminais de solidificação surgem quando a solubilidade sólida das dendritas em solidificação é excedida, antes que a fase líquida seja esgotada. Assim, elementos como o Nb, Mo e Ti estarão concentrados em regiões interdendríticas e ausentes no núcleo das dendritas, o que favorece uma reação do tipo eutética que formará a fase γ /Laves.

2.1.3 AISI 8620

No que diz respeito aos aços, ao contrário das superligas de níquel, os que sofrem precipitação de fases secundárias não são maioria, são aplicados em condições específicas e também possuem quantidade considerável de elementos de liga. Além do que, tais fases costumam precipitar e sofrer coalescência em temperaturas mais baixas (SILVA e MEI, 2006). Assim, os aços para serviço em altas temperaturas tendem a trabalhar em temperaturas mais baixas que as permissíveis para as superligas de níquel.

No entanto, há aços que possuem considerável capacidade de sofrer mudanças de propriedades mecânicas quando sujeitos a tratamentos térmicos, além de serem bastante sensíveis a determinados tipos de processamentos que produzam deformação plástica. Os aços de alta resistência e baixa liga é um deles, como é o caso do AISI 8620 (Tabela 2.3).

Tabela 2.3 – Composição (% em massa) típica do aço AISI 8620 (MATWEB, 2017).

C	Cr	Fe	Mn	Mo	Ni	P	Si	S
0,18- 0,23	0,40- 0,60	96,89- 98,02	0,70- 0,90	0,15- 0,25	0,40- 0,70	≤0,035	0,15- 0,35	≤0,040

Segundo Erdogan e Tekeli (2002), esta classe de aços, possuem a capacidade de sofrer endurecimento quando submetidos a processos de revenimento subsequentes na região em que há a presença de ferrita mais perlita. Assim, com tais tratamentos térmicos há o enriquecimento de carbono na austenita presente na perlita, o que fornece o endurecimento necessário.

Ainda, a esse respeito, nesses materiais a austenita se transforma em martensita durante a têmpera, resultando em uma microestrutura final com partículas duras de martensita dispersas em uma matriz dúctil e mole de ferrita, podendo conter pequenas quantidades de austenita retida, novas ferritas, perlita e bainita, dependendo da taxa de resfriamento (DAVIES e MAGEE, 1979).

O AISI 8620, cujos principais constituintes são a perlita e a ferrita, é um aço sujeito à cementação e endurecível por tratamento térmico, que costuma ser aplicado nas indústrias automobilística e aeroespacial, principalmente em rolamentos (ERDOGAN e TEKELI, 2002; KUMAR, GHOSH e KUMAR, 2017).

Além do mais, esse material parece responder à deformação plástica com a melhora de propriedades como dureza e resistência mecânica. Assim, tendo em vista a capacidade de

processos de usinagem de produzir a deformação plástica e a variação de temperaturas por meio da geração de calor, abre-se caminho para que o AISI 8620 seja testado no fresamento tangencial criogênico, com o intuito de se tentar alterar suas propriedades por tratamento térmico ou deformação, dependendo das condições utilizadas, algo que ainda não fora testado em usinagem.

Trabalhos, alguns exemplos apresentados na sequência, têm explorado a capacidade do aço AISI 8620 e sua classe de materiais de sofrer melhorias nas propriedades mecânicas por tratamento térmico ou por processamento da superfície que leve à deformação. Dentre as motivações, além da econômica e de versatilidade, podemos incluir a preocupação com o meio ambiente, quando se tenta substituir o processo de cementação por outros processos que poderiam ser menos agressivos (KUMAR, GHOSH e KUMAR, 2017; SAINI e GUPTA, 2010).

Tendo como exemplo, o processo TIG autógeno é uma técnica bem comum no processamento do AISI 8620, em que o material da superfície e próximo a ela (1-3 mm) é fundido e solidificado novamente com o intuito de promover mudanças metalúrgicas, alterações na resistência ao desgaste e melhorias nas propriedades mecânicas na região, sempre em relação ao material de base. Dessa forma, com controle de parâmetros, tais como o pulso elétrico, corrente e entrada de calor na peça é possível alterar os constituintes finais, produtos da solidificação após a fusão. Portanto, geralmente, as mudanças metalúrgicas que produzem martensita, bainita, ferrita acicular ou proeutetóide e mesmo perlita a partir de perlita e ferrita, além de considerável refino de grão na zona fundida e na zona afetada pelo calor. Tais mudanças tendem a aumentar a dureza da subsuperfície e a melhorar a resistência ao desgaste pelo tratamento térmico de têmpera, resultante do processo de solidificação. Ademais, problemas relativos ao processo de têmpera podem ser facilmente solucionados por meio de novos passes de soldagem autógena próximo à região já tratada, promovendo o recozimento do material (GHOSH e KUMAR, 2014; KUMAR, GHOSH e KUMAR, 2017). No entanto, há limitações nas técnicas (TIG autógena ou TIG com adição de pó) e a maior reside no fato que a qualidade superficial acaba sendo prejudicada (ÇELIK *et al.*, 2011), como pode ser visto na (Figura 2.2), podendo inviabilizar a aplicação subsequente sem outro processo que solucione o problema.

Outra técnica usada com frequência são raios laser de alta potência. Essa técnica se baseia no fato de que as superfícies podem ser tratadas por meio de raios laser, pois eles acabam por modificar as propriedades do material na região, com a vantagem de que não há

a fusão (TEWARY *et al.*, 2014). De fato, os raios laser sujeitam a região próxima à superfície a um ciclo térmico, cuja amplitude e forma dependem de variáveis de processo, tais como tamanho do raio, taxa de escaneamento, energia, se o laser é contínuo ou pulsado, a composição química e a metalurgia do aço (ASHBY e EASTERLING, 1984; LI, EASTERLING e ASHBY, 1986).

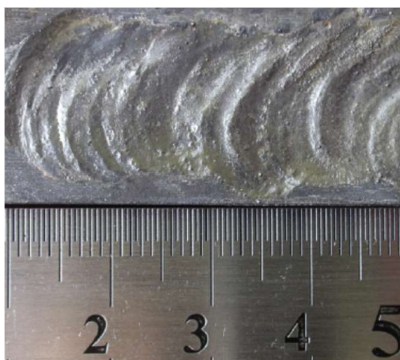


Figura 2.2 – Superfície formada por meio do processo TIG com qualidade superficial ruim. Adaptado de: Çelik *et al.* (2011).

A partir dessa possibilidade Tewary *et al.* (2014), por exemplo, promoveram alterações de dureza superficial em um aço de alta resistência e baixa liga por meio de laser de alta potência, com capacidade de alteração das propriedades até cerca de 300 μm de profundidade. A caracterização do material após o tratamento com laser demonstrou alteração significativa no perfil de dureza transversal, além da melhora dos limites de escoamento e ruptura do material em relação ao material de base com relativo aumento de resistência ao desgaste da superfície. Análises microestruturais comprovaram que a microestrutura inicial (perlita + ferrita) foi alterada e como resultado quantidades consideráveis de martensita e bainita surgiram próximo à superfície. Resultados semelhantes foram encontrados, por exemplo, por Pashby, Barnes e Bryden (2003) que demonstraram aumento significativo de dureza próximo à superfície e Selvan, Subramanian e Nath (1999), que além de demonstrarem o aumento de dureza, afirmam que as temperaturas na região chegam a cerca de 1400 °C, com uma taxa de resfriamento de 5000 °C.s⁻¹ com potência do laser em 1,5 kW. Além do mais, as análises de microestrutura realizadas evidenciaram a presença de martensita (1-2 μm) e carbonetos na zona tratada pelo laser, além de martensita de maiores dimensões na zona afetada pelo calor do aço.

Por fim, outra possibilidade é o uso do laser para gerar apenas deformação no material, como no caso do processamento por choque a laser ou laser *peening*. Nesse tipo de processamento utiliza-se o laser para produzir plasma e uma consequente onda de choque na superfície. A onda de choque acaba por deformar a superfície, sem que haja grandes variações de temperatura na subsuperfície.

Lu *et al.* (2011), por exemplo, avaliaram a seção transversal da microestrutura resultante de uma liga AISI 8620 submetida ao laser *peening*. Os resultados indicaram que a técnica de deformação plástica aplicada, parece ter duas funções. A primeira delas é o refino de grãos grosseiros próximo à superfície, pela quebra das lamelas de perlita e pelo movimento de discordâncias e a segunda o aumento de resistência por meio da difusão de átomos de carbono para ferrita, além do movimento de discordâncias.

Outrossim, a melhora das propriedades mecânicas, dentre elas a dureza e resistência ao desgaste, também pode ter relação com o refino de grão promovido durante o processamento da superfície, mas que o processamento traz certo prejuízo ao acabamento superficial da peça por efeito da onda de choque, mas nada que impossibilite a aplicação direta após o tratamento (LU *et al.*, 2012).

Baseado na capacidade do AISI 8620 em sofrer alterações de propriedades e em sua microestrutura, por meio de tratamentos térmicos e por deformação, apresentados aqui por meio de processos diversos, julgou-se que esse material seria uma boa opção para a aplicação em usinagem criogênica. Afinal, em tese, seria possível produzir alterações superficiais e subsuperficiais no material por meio da usinagem. No entanto, considerando as propriedades relativamente distintas de superligas de níquel e aços é de se esperar que o comportamento desses materiais também possa ser diferente quando submetidos aos processos de fabricação, o que não chega a ser um problema, já que o intuito principal do trabalho é o de observar as mudanças provocadas pela usinagem em diferentes materiais.

2.2 Usinagem criogênica e integridade superficial

A usinagem criogênica consiste na utilização de fluido de corte em baixas temperaturas, geralmente abaixo de -150 °C (JAWAHIR *et al.*, 2016). Dentre os fluidos que têm a capacidade de promover temperaturas tão baixas quanto essas (por exemplo, oxigênio,

hélio, metano e argônio, segundo Shokrani *et al.* (2013)), se destaca o nitrogênio, visto que além de ser bastante eficiente na produção de tais temperaturas, o nitrogênio ainda possui as vantagens de ser abundante na atmosfera, inerte quimicamente e não nocivo ao meio ambiente.

Em um de seus trabalhos mais recentes, uma extensa revisão a respeito de processos de manufatura criogênicos, Jawahir *et al.* (2016) afirmam que para o caso específico da usinagem convencional criogênica, o nitrogênio oferece a vantagem ambiental do corte a seco em combinação com o rápido efeito refrigerante. Para os autores, a capacidade de dissipação do calor é muito alta na zona de corte, alta a ponto de reduzir as temperaturas na região. Logo, o fluido criogênico possui a propensão de alterar as propriedades da ferramenta e da peça durante o corte.

Com o propósito de avaliar a concentração de estudos usando fluidos criogênicos, Shokrani *et al.* (2013) fazem um levantamento dos artigos publicados até aquele momento, no qual ficou claro que a maior parte dos estudos em usinagem criogênica estavam concentrados no torneamento de aços e ligas de titânio. Também constataram que, apesar de cerca de 6,5% dos estudos terem como cerne as superligas de níquel, apenas dois deles haviam se dedicado ao fresamento criogênico de tais ligas. Portanto, o fresamento criogênico ainda é um campo relativamente novo em fresamento, que deve ser estudado.

Para Shokrani *et al.* (2013) é bastante claro que não há uma abordagem única que defina o comportamento do material usinado em temperaturas criogênicas. Além do mais, não é possível concluir que a usinagem criogênica é benéfica para todos os materiais e em todas as circunstâncias. Assim, para Shokrani, Dhokia e Newman (2016), os parâmetros de corte recomendados por fabricantes não são válidos para o ambiente em usinagem no qual o fluido criogênico é utilizado.

Em síntese, o emprego de fluido criogênico em processos de usinagem, traz consigo a possibilidade de promover alterações benéficas nas propriedades superficiais e subsuperficiais dos materiais em condições de acabamento. Porém, torna o processo de usinagem bem mais complexo e com a possibilidade de ocorrência de fenômenos de difícil previsão, fazendo com que o estudo e planejamento do processo se torne ferramenta fundamental para o sucesso do trabalho a ser executado.

A utilização da usinagem criogênica está estreitamente relacionada à engenharia de superfície, uma vez que pode ser um dos métodos utilizados para a obtenção de características desejadas na peça. Segundo Astakhov (2010), o termo engenharia de

superfície tem sido utilizado nas últimas duas décadas para definir o projeto do sistema funcional da superfície e subsuperfície. Assim, na prática, por meio de sua aplicação é possível melhorar propriedades ou características (resistência à corrosão e oxidação, propriedades mecânicas, propriedades elétricas, aparência estética, etc.), com aprimoramento de desempenho do componente, obedecendo a requisitos de custo-benefício. Portanto, a engenharia de superfície (Figura 2.3) é uma atividade altamente interdisciplinar, cujo objetivo é manipular tecnologias apropriadas para se alcançar propriedades superficiais desejadas em aplicações específicas com a menor relação custo-benefício.

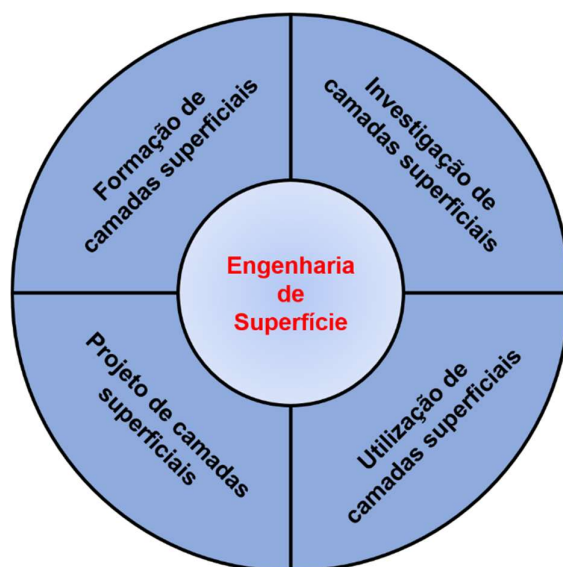


Figura 2.3 – Áreas importantes da engenharia de superfície. Adaptado de: Astakhov (2010).

Quando se trata de engenharia de superfície (Figura 2.3), o principal meio de investigação das camadas afetadas pela usinagem é a análise de integridade superficial. Por meio dela é possível avaliar a qualidade de uma superfície e tentar entender os mecanismos de formação dessa e das camadas abaixo dela no item usinado. Além do mais, dependendo da etapa ou resultados obtidos, via análise de integridade superficial é possível projetar superfícies, corrigir falhas naquelas já projetadas e/ou criar métodos mais eficientes de utilização da superfície, a partir de possíveis limitações do material/componente.

Ulutan e Ozel (2011) afirmam que a qualidade e desempenho do produto estão diretamente relacionados à integridade superficial atingida pelo produto final usinado. Para eles, inclusos no termo integridade superficial estão as propriedades mecânicas (dureza, tensão residual, etc.), estados metalúrgicos do material de trabalho durante o processamento

(transformações de fase, microestrutura e variações, etc.) e parâmetros topológicos (acabamento superficial e outras características topográficas de superfície).

Por conseguinte, no sentido de engenharia, Astakhov (2010) define integridade superficial como o conjunto de propriedades (superficiais e em profundidade) de uma superfície que afeta o desempenho dessa superfície em serviço. Portanto, uma série de propriedades pode ser utilizada na avaliação de integridade superficial, como: acabamento superficial, textura, perfil da superfície, resistência à fadiga, resistência à corrosão, resistência ao desgaste, propriedades ópticas, emissividade, planicidade, resistência ao atrito, tensão superficial, propriedades biológicas, propriedades químicas, etc. Algumas dessas propriedades são mais usuais, outras aplicadas apenas em situações específicas e os parâmetros definidos para integridade superficial podem ser classificados em:

- Parâmetros geométricos (ex.: acabamento superficial, textura, parâmetros de curva em rolamentos).
- Parâmetros físicos (ex.: dureza, tensão residual, microestrutura, fadiga).
- Parâmetros químicos (ex.: afinidade para oxidação, adsorção, polarização elétrica da superfície, reações químicas na superfície).
- Parâmetros biológicos (ex.: ligação celular, proliferação celular).

Diversos trabalhos têm demonstrando a eficácia da usinagem criogênica, principalmente em corte contínuo (SHOKRANI *et al.*, 2013), no aprimoramento de propriedades relativas à integridade superficial, por exemplo, alterações microestruturais, transformações de fase, geração de deformação plástica severa, resistência à corrosão, fadiga, etc. Dessa forma, o nitrogênio tem demonstrado uma capacidade excepcional em modificar a integridade superficial de peças usinadas devido a alterações em propriedades mecânicas e metalúrgicas durante a usinagem (AMBROSY *et al.*, 2014; CAUDILL *et al.*, 2014; HUANG *et al.*, 2015; KAYNAK, LU e JAWAHIR, 2014; LU e JAWAHIR, 2015; SCHOOP, 2015; UMBRELLO *et al.*, 2011). Além de todas as vantagens apontadas, Jawahir *et al.* (2016) acrescentam que o nitrogênio ainda conta com as prerrogativas de ser ecologicamente correto e atóxico e concluem que, em baixas velocidades de corte, a usinagem convencional a seco ou com fluidos convencionais pode ser mais barata. No entanto, as usinagens em alta pressão e criogênica podem ou devem ser usadas quando se deseja alta eficiência e produtividade em materiais de difícil usinagem, tais como as ligas de níquel e aços de alta resistência.

2.2.1 Aplicações e outros aspectos relevantes da usinagem criogênica

Neste subitem serão apresentados alguns exemplos de aplicações e aspectos relevantes do fluido criogênico em usinagem, abrangendo também a integridade superficial. Desta maneira, uma série de trabalhos serão delineados, destacando-se os pontos mais importantes para o desenvolvimento do presente estudo. Tais trabalhos representam comportamentos gerais e que, em tese, poderiam ser replicados em diferentes processos, materiais e situações.

Shokrani, Dhokia e Newman (2016), por exemplo, observaram a redução de fenômenos prejudiciais à qualidade superficial de corpos de prova no fresamento de topo de uma liga de titânio (Ti6Al4V), com o emprego do fluido criogênico (nitrogênio). Dentre os defeitos observados, eles destacaram o sulcamento, a deformação plástica severa, o fluxo lateral de cavaco, as microtrincas e a redeposição de partículas do cavaco (Figura 2.4). Para os autores, o sulcamento, a deformação plástica severa e o fluxo lateral de cavaco ocorrem quando não há corte de material, enquanto a redeposição de partículas é originada pela adesão de partículas de cavaco em altas temperaturas. Enfim, em todas as condições (usinagem convencional a seco, fluido emulsionável e criogênico) houve a presença desses tipos de defeitos, mas o fresamento criogênico foi capaz de reduzir a severidade deles, ao modificar as propriedades do material e os mecanismos de corte.

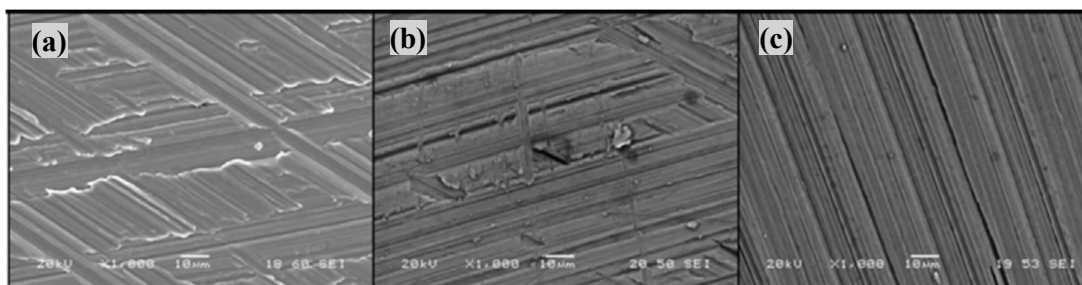


Figura 2.4 – Imagens de microscopia eletrônica de varredura de uma das condições utilizadas no artigo de Shokrani, Dhokia e Newman (2016), mostrando os sulcamentos, deformação das marcas de avanço e a soldagem de partículas de cavaco na superfície. Condições de corte: v_c de 115 m/min, f_z de 30 μ m/dente e a_p de 3 mm. (a) corte a seco; (b) fluido emulsionável; (c) criogênico.

Truesdale e Shin (2009) também notaram que o fluido criogênico (N_2) direcionado à superfície da peça, pouco antes do corte, foi capaz de reduzir a presença de material

deformado e o arrancamento de material na superfície de corpos de prova da superliga de níquel Udimet 720, quando submetida ao fresamento criogênico em diferentes condições de corte e em comparação a uma emulsão. Além do mais, constataram que o aumento da velocidade de corte tende a tornar maior a quantidade desses defeitos. Para os autores, o aumento de custo com trocas de ferramenta devido ao aumento da taxa de desgaste foi compensado pelos benefícios causados pelo fluido criogênico sobre a integridade superficial, bem como pelo aumento das velocidades de corte permissíveis no faceamento criogênico.

O fresamento de topo de uma Liga 718 em diferentes condições de corte e com a finalidade de avaliar a vida das ferramentas, a potência consumida e a rugosidade foi realizado por Shokrani *et al.* (2012) e indicou que, no fresamento criogênico e a seco, não houve alterações significativas na potência consumida, mas que houve redução significativa na vida das ferramentas. Os resultados também mostraram que para níveis de desgaste usualmente admissíveis em condições de acabamento, o fluido criogênico proporcionou a melhora da rugosidade, enquanto que para desgastes mais altos, existiu uma piora no acabamento superficial em relação ao corte a seco.

Nalbant e Yildiz (2011) avaliaram o efeito do fluido criogênico (N_2) no fresamento concordante e discordante, comparando com a usinagem a seco em diferentes velocidades de corte no aço inoxidável AISI 304. Os autores observaram que houve apenas uma pequena alteração nas forças entre o corte a seco e criogênico, entre 3,5-6,5% e cerca de 8% no torque para menos. Eles também destacaram que não houve alterações nos mecanismos de desgaste e na morfologia da microestrutura do material. Finalmente, concluíram que, para esse caso, o uso de *spray* de nitrogênio na zona de corte não apresentou diferença notável em relação ao corte a seco.

Aggarwal *et al.* (2009) tornearam um aço AISI P20 com cerca de 34 HRC, utilizando ferramentas de metal duro revestidas por TiN. Para tanto, variaram as condições de corte (velocidade de corte, avanço, profundidade de usinagem, raio de ponta e o ambiente de usinagem, incluindo o corte criogênico, a seco e uma emulsão). Os resultados apontaram para a redução das forças de avanço e radial no torneamento criogênico (N_2) e que o corte a seco foi o que apresentou as maiores forças medidas, a que atribuem ao possível efeito lubrificante do nitrogênio.

Biermann e Heilmann (2010) testaram o CO_2 no fresamento de faceamento de uma liga de alumínio, comparando o fluido em baixa temperatura com o corte a seco e o ar comprimido. Os autores focaram a avaliação na qualidade superficial e na formação de

rebarbas e, apesar de não ser propriamente considerado um fluido criogênico (JAWAHIR *et al.*, 2016; SHOKRANI *et al.*, 2013), os resultados do CO₂ foram bastante interessantes, especialmente pela capacidade de reduzir a formação de rebarbas. Para elucidar esse fato, os autores utilizaram as medições de temperatura por termopares, constatando que o fluido de corte foi capaz de reduzir a temperatura máxima na região usinada e auxiliar na dissipação de calor. Portanto, para eles, alterações nas temperaturas impactam nas propriedades do material, tornando-o menos dúctil e reduzindo a quantidade e as dimensões das rebarbas em relação aos outros ambientes de usinagem testados.

Al-Ghamdi, Iqbal e Hussain (2014) testaram várias combinações de CO₂ e mínima quantidade de fluido (MQL), nas superfícies de saída e de folga da ferramenta no torneamento, bem como o uso de diferentes velocidades de corte (30, 80 e 150 m/min) e avanços (0,08 e 0,13 mm/rev). Os materiais testados foram o AISI 4340 e o Ti6Al4V, tratados de forma a possuírem limites de resistência equivalentes. Os resultados indicam que o CO₂ e os sistemas híbridos (CO₂ + MQL) melhoraram a usinabilidade em relação ao corte a seco, mas que a aplicação simultânea de CO₂ na superfície de saída apenas ou nas superfícies de folga e saída simultaneamente seria a melhor situação. Também sugerem que, entre utilizar o fluido de corte CO₂ na superfície de folga ou de saída, a melhor opção seria na superfície de folga. De maneira geral, o CO₂ foi capaz de reduzir as forças de corte e avanço, principalmente para o titânio na mais alta velocidade de corte, apesar da dificuldade que esse material possui em dissipar o calor gerado durante o processo de usinagem.

Ravi e Kumar (2011) executaram o fresamento de topo criogênico (N₂) do aço ferramenta AISI H13 em diferentes velocidades de corte e avanços, comparando com o corte a seco e uma emulsão, sempre aplicando o fluido de corte na superfície de saída da ferramenta. Deste modo, verificaram que o fluido criogênico melhorou o acabamento superficial, reduziu a taxa de desgaste e as forças de corte. Os autores argumentam que o nitrogênio melhora a refrigeração e a lubrificação no fresamento, por meio da redução substancial das temperaturas da zona de corte. Afirmam, ainda, que as temperaturas mais baixas podem contribuir para a redução da tendência de adesão de ferramenta/cavaco e ferramenta/peça. No entanto, reiteram que sua eficiência está ligada à velocidade de corte e que, quanto maiores, menor será a eficiência do nitrogênio como fluido de corte. Para eles, a redução de eficiência está ligada ao fato de que maiores temperaturas promovem a evaporação do fluido de forma mais fácil, ao qual acrescentaria o fato de que em velocidades de cortes altas, a própria força centrífuga se encarrega de expulsar o fluido da região de corte.

El-Hossainy (2010) avaliou o efeito de diferentes fluidos em baixas temperaturas (N_2 , O_2 e CO_2) nas forças de corte e na qualidade do produto, comparando com torneamento a seco de ligas de alumínio, aço e bronze. Para tanto, o autor utilizou diferentes vazões (5 a 25 L/min), pressão constante e condições de corte intermediárias, em uma primeira etapa. Otimizada a vazão, o autor testou diferentes condições de corte (f , v_c e a_p) em uma segunda etapa. Os resultados apontaram que a vazão é o principal fator que afetou as forças em usinagem e a rugosidade, além de que o nitrogênio foi o melhor dos fluidos devido à sua menor temperatura. Assim, quanto maior a vazão, maior é a penetração do fluido, menor poderá ser a ação do atrito e, conseqüentemente, melhor o acabamento superficial e menores as forças. Para o autor, além da capacidade de refrigeração e lubrificação, o fluido criogênico minimiza a adesão entre a peça e a ferramenta e/ou entre a peça e o cavaco.

Hong e Ding (2001) aplicaram nitrogênio líquido na superfície de folga e saída da ferramenta no torneamento da liga Ti6Al4V, por meio de micro jatos próximos à aresta da ferramenta. As temperaturas foram estimadas via método dos elementos finitos e medidas por termopares inseridos nas ferramentas. Para tanto, os autores variaram a velocidade de corte, enquanto as demais condições permaneceram constantes. Os resultados apresentados mostram que independente do ambiente usado para o corte (corte a seco, fluido criogênico na superfície de folga, na superfície de saída ou em ambas), há o aumento da temperatura com o aumento da velocidade de corte. Além disso, as medidas de temperatura e as estimativas por elementos finitos apontaram que a temperatura possa ter ficado abaixo dos 500 °C, fazendo com que a afinidade química entre ferramenta/cavaco e ferramenta/peça fosse reduzida e, conseqüentemente, a tendência ao desgaste. Logo, o uso simultâneo de fluido criogênico na saída e na folga da ferramenta foi constatado como o método mais eficaz para se reduzir a temperatura, seguido pelo fluido criogênico (N_2) aplicado na saída da ferramenta e depois na superfície de folga. Finalmente, a pior situação foi o corte a seco e o uso de emulsão também não conseguiu reduzir a temperatura em níveis do fluido criogênico.

Pušavec *et al.* (2011) examinaram a estabilidade do corte no torneamento criogênico (N_2) e a seco em diferentes condições de corte. Para isso, utilizaram o aço AISI 1045 e efetuaram o torneamento cônico com a profundidade de usinagem variando de 0 a 2 mm. Os experimentos consistiram em um planejamento fatorial completo em três níveis, tendo como fatores a velocidade de corte, o avanço e o raio de ponta da ferramenta. O fluido de corte foi aplicado na superfície de folga da ferramenta e medição de forças foi realizada. Os resultados apontaram para o fato de que o limite da profundidade de usinagem

para que fenômeno de *chatter* ocorresse foi maior no torneamento criogênico do que no corte a seco, ou seja, aconteceu um aumento de cerca de 120% na estabilidade do corte. Para os autores, o aumento da estabilidade tem relação com a redução das forças específicas de corte e avanço. Em geral, a maior janela de estabilidade de processo na usinagem criogênica pode ser atribuída à redução significativa das forças de corte, mesmo com ângulo de corte efetivo negativo. Além disso, forças causadas pelo *ploughing* (deformação plástica severa praticamente sem corte + esmagamento do material sobre a superfície) parecem ser mais baixas com o fluido criogênico. Assim, os autores presumem que tais alterações foram resultantes de mudanças na estrutura dos materiais, quando sujeitos a baixas temperaturas na zona de corte, tendo como consequência o crescimento da fragilidade e a redução da tendência à deformação plástica severa no material.

A usinagem convencional do tungstênio poroso obtido por sinterização costuma cobrir os poros. Por isso, quando uma superfície porosa é necessária, ou desejável costuma-se utilizar infiltrantes (plástico ou cobre) para que os poros sejam mantidos abertos. No entanto, tais infiltrantes podem contaminar a peça, gerar problemas relacionados ao meio ambiente e à saúde, além de aumentar o custo. Tendo em vista que a porosidade é a propriedade ligada à integridade superficial mais importante para as peças em tungstênio poroso, Pusavec (2012) comparou o método convencional com infiltrante e o uso de nitrogênio como fluido de corte. Os resultados mostraram que não há diferença significativa na quantidade de poros entre os dois métodos, mas que existiu uma redução no tamanho médio desses poros com o torneamento criogênico e que a distribuição do tamanho dos poros é mais ampla. Portanto, o torneamento criogênico foi considerado ligeiramente inferior ao com o infiltrante, mas ainda atenderia aos requisitos do produto, pois promoveu alterações nas propriedades do material durante o corte, deixando-o menos dúctil e com menor propensão ao fechamento dos poros. Em vista disso, o fluido criogênico pode ser uma alternativa ao corte com infiltrante, pois soluciona problemas relativos à saúde e ao meio ambiente, elimina a possibilidade de haver contaminantes na peça acabada e, ainda, produz peças que atendem aos requisitos relativos à porosidade.

Ainda sobre o tungstênio poroso e a porosidade, Schoop *et al.* (2013) realizaram o pré-resfriamento do material por diferentes períodos com o intuito de se trabalhar próximo à transição dúctil-frágil e fazer com que o comportamento frágil fosse predominante. Assim, com o material quebradiço, a deformação tende a ser menor e a possibilidade de que os poros fiquem abertos maior. Os resultados apresentados revelaram que tempos maiores de pré-

resfriamento proporcionaram porosidade mais uniforme, enquanto baixos tempos foram incapazes de permitir o trabalho em condição de fratura frágil, levando ao cobrimento dos poros em baixas profundidades de usinagem. Para eles, quaisquer alterações que levem ao aumento de temperatura durante a usinagem, principalmente o aumento da velocidade de corte, tornará difícil o alcance da temperatura de transição dúctil-frágil, aumentando a probabilidade da deformação ocorrer em regime dúctil. Consequentemente, o aumento do tempo de pré-resfriamento faz com que a dissipação de calor seja mais efetiva e sejam necessárias maiores profundidades de usinagem e velocidades de corte para que a temperatura seja suficientemente alta para que ocorra deformação plástica severa e os poros sejam cobertos, o que acabaria por inviabilizar o uso do material após a usinagem. Todavia, salientam que pequenas profundidades de usinagem também podem ser prejudiciais para a porosidade, uma vez que a espessura de material passa a ser muito pequena, havendo o predomínio do *ploughing*, mas também que o fluido criogênico se torna fundamental nessas condições, prevenindo o colapso de poros adjacentes e elevando a porosidade do material.

Ambrosy *et al.* (2014) realizaram o torneamento de uma liga de aço AISI 4140 variando a velocidade de corte, profundidade de usinagem e o raio de aresta da ferramenta. Os autores utilizaram nitrogênio na superfície de folga, o pré-resfriamento com nitrogênio e avaliaram a integridade superficial (rugosidade, dureza e microestrutura). Os autores constataram que o aumento do raio de aresta tende a aumentar as forças específicas de corte e de avanço, mas que o torneamento criogênico não as alterou em relação ao corte a seco de forma significativa. Eles observaram, ainda, que o aumento do raio de aresta ampliou o efeito do *ploughing*, causando maior deformação plástica e, como consequência, alterações microestruturais próximo à superfície. Para eles, a relação entre raio de aresta e espessura de material removido (r_f/h) é fundamental, indicando o nível de deformação plástica na camada mais superficial do material e os possíveis efeitos na dureza subsuperficial devido ao encruamento e alterações microestruturais. Em suma, o nitrogênio reduziu a temperatura, facilitou a dissipação de calor e deixou o material mais resistente em relação ao corte a seco, aumentando as forças específicas. Ademais, o corte criogênico aumentou a dureza da subsuperfície, devido ao encruamento e a alterações microestruturais, além de ter produzido uma camada afetada mais profunda. No entanto, houve a piora do acabamento superficial com o fluido criogênico e com baixos raios de aresta.

Para Kaynak *et al.* (2014), técnicas de usinagem, especialmente aquelas associadas a altas taxas de deformação, altas deformações e altas temperaturas durante o processo,

possuem o potencial de alteração de propriedades físicas e mecânicas dos materiais. Assim, os autores realizaram o torneamento com pré-resfriamento da peça com nitrogênio em uma liga de memória de forma (NiTi), comparando os resultados com o corte a seco. Eles variaram a velocidade de corte e a espessura de material removido durante o corte e as análises, por meio de microscopia de transmissão eletrônica, evidenciaram que a camada afetada pela usinagem foi maior quando o torneamento criogênico foi aplicado e que há alta concentração de maclas nessa região. A densidade de discordâncias e maclas observadas no torneamento criogênico na camada afetada foi maior do que no corte a seco, cerca de duas vezes maior, resultando em maior dureza superficial e subsuperficial nessas amostras. Já a deformação plástica atingiu níveis tão elevados que seria suficiente para produzir transformações martensíticas, devido aos níveis de deformação plástica severa localizada na região subsuperficial. Para eles a alta densidade de maclas leva ao aumento de dureza superficial e subsuperficial das amostras na usinagem criogênica.

Dessa maneira, assumem (KAYNAK *et al.*, 2014) que tais alterações estão relacionadas ao estado das fases no material e aos mecanismos de deformação na austenita versus martensita durante o processo de corte. Além do mais, consideram também que seja possível que o aumento da temperatura no torneamento a seco contribua para a recuperação do material na zona deformada plasticamente, consequentemente resultando em uma camada afetada menor, quando comparada ao torneamento criogênico. O aumento de dureza, destacam os autores, pode ser atribuído aos mecanismos de deformação operativos e sua interação com grãos, maclas e outros tipos de contornos e defeitos pontuais ou em linha, como as discordâncias.

Apesar de não ser um processo de usinagem, o roleteamento ou *burnishing* ilustra bem a importância da deformação plástica severa e do fluido criogênico, principalmente do nitrogênio sobre as alterações na integridade superficial de componentes. O roleteamento é basicamente um processo de usinagem sem extração de cavaco e que causa deformação plástica severa na superfície da peça tratada (CAUDILL *et al.*, 2014). Seu objetivo é provocar o encruamento da superfície, reduzir a rugosidade, aumentar a dureza superficial e/ou introduzir tensões residuais de compressão no componente com a intenção de se aumentar a resistência à fadiga, a resistência ao desgaste e, em alguns casos, a resistência à corrosão. Um dos efeitos do roleteamento é o aumento de temperatura que pode prejudicar o refino de grão no material por recristalização dinâmica e/ou causar o amolecimento térmico do material. Assim sendo, fluidos criogênicos podem ser utilizados para se reduzir a

temperatura e, por consequência, melhorar o resultado do roleteamento por meio de alterações no material durante o roleteamento ou com um pré-resfriamento (PU *et al.*, 2011). Enfim, os níveis de deformação são bem mais elevados do que em processos de usinagem, mas fenômenos que ocorrem nesse processo podem ocorrer na usinagem, dadas as condições propícias para isso, como já mostrado em parágrafos anteriores, mesmo que sem qualquer indicação ao roleteamento. Assim sendo, serão apresentados alguns estudos em que o roleteamento foi efetuado com o auxílio do nitrogênio, demonstrando os efeitos sobre, por exemplo, dureza, microestrutura, temperatura, etc.

Caudill *et al.* (2014) realizaram o roleteamento de uma liga de titânio Ti6Al4V com fluido criogênico (N₂), baseando-se no fato de que o resfriamento rápido causado pelo fluido criogênico pode causar mudanças na integridade superficial. Nesse sentido, demonstraram que a técnica foi capaz de aumentar a dureza, refinar os grãos, melhorar drasticamente a qualidade superficial e produzir tensões residuais de compressão na superfície, tendo seus efeitos bem superiores ao roleteamento a seco ou com emulsão. Para os autores, o nitrogênio auxilia na extração de calor, não deixando que ocorra o amolecimento térmico na região, já que devido ao atrito e às altas taxas de deformação as temperaturas no roleteamento costumam ser bem altas. Eles admitem que há dois efeitos competindo durante o processo de roleteamento, o encruamento e o amolecimento térmico. Portanto, o fluido criogênico faz com que a baixa condutividade térmica do titânio seja compensada e o encruamento sobressaia em relação ao amolecimento térmico, provocando o aumento de dureza, as tensões residuais de compressão e melhora na qualidade superficial. Ainda a esse respeito, os autores acreditam que a temperatura exerça uma espécie de recozimento na superfície no roleteamento a seco, mudando a maneira como as discordâncias interagem entre elas e, portanto, reduzindo a dureza do material.

Pu *et al.* (2011) realizaram o roleteamento criogênico (N₂) de uma liga Mg-Al-Zn e compararam as forças de usinagem às de roleteamento, chegando à conclusão que são bem mais altas, de 5-8 vezes maiores. Os resultados experimentais do roleteamento criogênico também indicaram a redução da rugosidade, além do aumento de dureza na subsuperfície, uma camada afetada de cerca de 3 mm e o aumento de resistência à corrosão. Além do mais, análises microestruturais apontaram para o refino de grão próximo à superfície após o uso do fluido criogênico. Para os autores, o aumento da densidade de contornos de grão faz com que mais partículas de impurezas sejam toleradas e, por consequência, a resistência à corrosão seja aumentada.

Yang *et al.* (2011) realizaram testes com roleteamento criogênico (N₂) em uma liga Co-Cr-Mo para aplicação médica, a qual está sujeita à transformação martensítica durante resfriamento ou por meio de deformação plástica. O fluido criogênico foi utilizado na superfície entre o contato ferramenta e peça com a intenção de se produzir mudanças microestruturais, como a recristalização dinâmica provocada por deformação plástica severa e a própria transformação martensítica. Os resultados revelaram a redução da temperatura, em relação ao roleteamento a seco, com consequente aumento de resistência na interface de contato e elevação de dureza (85%) do material na subsuperfície. Além disso, observaram alterações microestruturais na subsuperfície, onde os grãos não são discerníveis via microscópio eletrônico de varredura, com uma camada afetada 110% maior que no roleteamento a seco. Por fim, eles apontam a deformação plástica severa, aliada à redução da temperatura promovida pelo fluido criogênico, como os principais fatores que afetam a integridade superficial. Para eles, nessas circunstâncias há alterações na densidade de discordâncias na região, que podem até levar à recristalização dinâmica dependendo do nível de deformação.

Huang *et al.* (2015) realizaram o roleteamento criogênico (N₂) de uma liga de alumínio 7050-T7451 em diferentes velocidades, comparando resultados relativos à forças, temperatura, dureza e microestrutura dos corpos de prova nas diferentes condições. Os autores constataram que o roleteamento criogênico melhorou a integridade superficial, com aumento de dureza e redução da rugosidade. Além disso, análises microestruturais revelaram a ocorrência de recristalização dinâmica próximo à superfície apenas com o uso de fluido criogênico. Para os autores e de acordo com as temperaturas medidas durante o processo, maiores velocidades de roleteamento levam a maiores temperaturas na superfície dos corpos de prova e isso reduz a espessura da camada afetada pelo roleteamento. Logo, os resultados levam a crer que para maiores velocidades há a necessidade de um tempo maior para que o calor seja dissipado da interface peça-ferramenta e, como consequência, a camada afetada acaba sendo menor em maiores velocidades. Já no roleteamento a seco, as temperaturas acabam sendo muito altas, não produzindo alterações tão positivas na integridade superficial do material, pelo contrário, o fenômeno de amolecimento térmico se torna evidente na subsuperfície, uma vez que, a dureza do material chega a ser mais baixa que a dureza de sua matriz. Todavia, para o caso do roleteamento criogênico, o efeito do encruamento sobressai sobre o amolecimento térmico devido à temperatura e o resultado final é o aumento de dureza na superfície e subsuperfície, também tendo como parcela o refino de grãos na região.

Em síntese, a utilização de fluidos criogênicos com a intenção de alterar as propriedades dos materiais e a integridade superficial parece ser um meio bastante eficiente, não só em usinagem, como também em outros processos de fabricação, como o roleteamento. Nesse sentido, a literatura nos mostra que a temperatura pode ser controlada, o efeito de amolecimento térmico do material reduzido e o de encruamento fortalecido dependendo das condições adotadas nos processos em diferentes tipos de materiais. Além do que, o fluido criogênico parece ter a capacidade de alterar as condições nas interfaces cavaco/ferramenta e ferramenta/peça, por redução da adesão devido à queda de temperatura e aumento de dissipação de calor e, também, por efeito de lubrificação em determinados tipos de aplicação. Todos esses efeitos aliados, diante das condições adequadas no processo, podem provocar a melhora em diversas características importantes do componente, acarretando em melhor custo-benefício ao processo.

2.3 O raio de aresta e o avanço por dente (f_z)

Em itens anteriores foi tratado a respeito do fluido criogênico e sua ação no processo de usinagem, também foi realizada uma conexão com o processo de roleteamento. Tal conexão foi estipulada com a intenção de demonstrar que os efeitos do fluido criogênico podem ser potencializados sob condições de deformação plástica severa, como é o caso do roleteamento, e com a finalidade de se lançar a ideia de que fenômenos semelhantes podem ocorrer nos processos de usinagem. Deste modo, este subitem tem por função expor informações relevantes a respeito da importância do raio de aresta e do avanço por dente na usinagem e suas consequências para a integridade superficial principalmente.

Um dos acontecimentos mais relevantes em usinagem foi a evolução de sua capacidade de extração de material para níveis cada vez menores e mais precisos, saindo da escala “macro” e chegando à escala “micro”. No entanto, esse fato trouxe novos desafios e muitos pesquisadores passaram a se dedicar ao estudo dos fenômenos de usinagem em nível micro ou na faixa de transição macro/micro. O interesse surgiu uma vez que, havia a incapacidade de se gerar produtos com a qualidade necessária e da observação de que toda a dinâmica de processo se modifica em tais circunstâncias.

O processo de alteração de escalas geométricas, o escalonamento, não é exclusivo do processo de usinagem e significa reduzir ou aumentar todas as dimensões relevantes da peça, da ferramenta, e/ou dos parâmetros de processo. Por consequência, surgirão efeitos de escala, que poderão ser benéficos, neutros ou prejudiciais ao processo (VOLLERTSEN *et al.*, 2009).

Desse modo, o efeito de escala em usinagem pode ser entendido como um aumento não linear na energia específica de corte, que decorre da redução da espessura de corte (h), tendo como efeitos mais importantes o aumento da força específica (SIMONEAU, NG e ELBESTAWI, 2006; VOLLERTSEN *et al.*, 2009; WYEN e WEGENER, 2010) e o crescimento considerável das tensões de cisalhamento do material da peça quando as dimensões de corte decrescem (SIMONEAU, NG e ELBESTAWI, 2006). Geometricamente, o raio de aresta da ferramenta (r_β) não está em escala consistente com o diâmetro da ferramenta e a aresta de corte não pode ser assumida como perfeitamente afiada (BISSACCO, HANSEN e CHIFFRE, 2005), como ilustra a Figura 2.5. Além disso, a natureza do efeito de escala dependerá das condições experimentais e de processo (VOLLERTSEN *et al.*, 2009). Para Liu, DeVor e Kapoor (2006), esse efeito é mais importante na microusinagem, mas não deixa de ser relevante em condições de acabamento na usinagem.

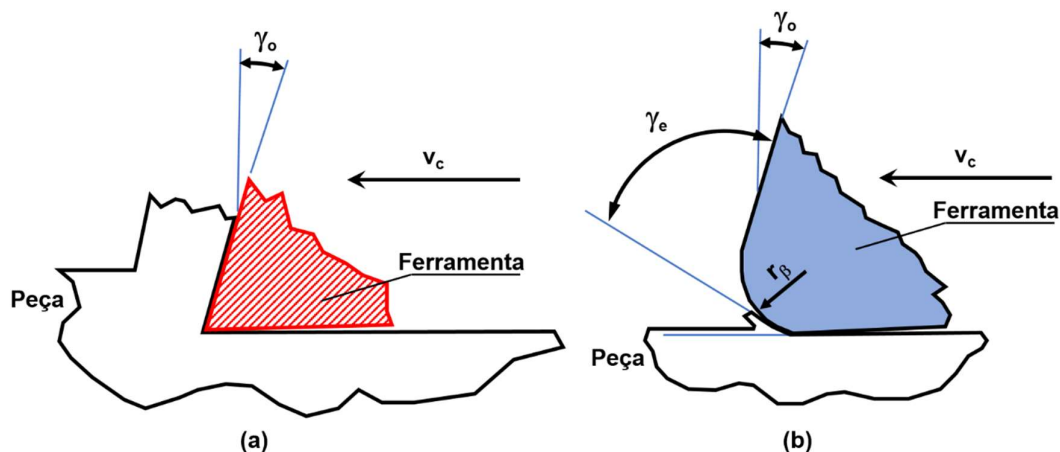


Figura 2.5 – Efeito da aresta de corte na formação do cavaco. (a) corte convencional com penetração bem maior que o raio de aresta; (b) corte com penetração menor que o raio de aresta e consequente ângulo de saída efetivo altamente negativo. Adaptada de: Bissacco, Hansen e Chiffre (2005).

Todavia, uma vez que o processo de formação de cavacos não se dá em todas as condições e que a redução da espessura de corte (h) pode fazer com que a formação de cavaco deixe de ocorrer, o escalonamento decrescente da usinagem acarreta em dificuldades adicionais, não encontradas em escalas maiores. Sendo assim, segundo Ståhl (2012), Liu, DeVor e Kapoor (2006) e Chae, Park e Freiheit (2006), em usinagem há um limite mínimo teórico da espessura de corte ($h = h_{\min}$) em que o processo de formação do cavaco é capaz de operar. Logo, abaixo desse limite mínimo o processo de corte cessa, apenas ocorrendo deformação plástica, sem que o cavaco seja formado. Esse limite mínimo (h_{\min}) é afetado, em particular, pelo raio de aresta da ferramenta de corte (r_{β}) e, segundo Chae, Park e Freiheit (2006), também pelo material da peça.

Portanto, já que o efeito de escala em usinagem está relacionado com a geometria da aresta de corte (principalmente o raio de aresta) e com a espessura de corte (Figura 2.5), para Ikawa *et al.* (1991), Oliveira *et al.* (2015) e Bissacco, Hansen e Chiffre (2005), por exemplo, quando a penetração de trabalho ou o avanço por dente se tornam da mesma ordem do raio de aresta, o ângulo de saída efetivo (γ_e) passa a ser altamente negativo. Assim (Chae, Park e Freiheit, 2006), esse fenômeno acaba promovendo alterações no sistema de forças em geral, resultando em pronunciado *ploughing* e, comumente, produzindo uma superfície rugosa e a recuperação elástica da peça.

Em usinagem convencional (por ex., fresamento, torneamento e furação) o efeito do *ploughing* é o de deslocar material deformado plasticamente avante e para os bordos da ferramenta, ou seja, sem que haja o corte e a formação de cavaco (SHAW, 2005; THIELE e MELKOTE, 1999) e geralmente ocorre de maneira considerável quando boa parte ou todo corte ocorre na região da microgeometria da ferramenta. Nessa perspectiva, Denkena e Biermann (2014) afirmam que a seção da ferramenta de corte em que o ângulo efetivo de saída (γ_e) começa a se diferenciar do ângulo de saída nominal (γ_o) define a transição entre macro e microgeometria da ferramenta.

Em geral, em usinagem de acabamento, precisão, ultraprecisão e microusinagem trabalha-se justamente com a microgeometria da ferramenta, na região de arredondamento da aresta. Como resultado, a espessura de corte é usualmente menor que o raio de aresta da ferramenta e o cavaco se forma na área do raio de aresta. Assim, de acordo com Denkena e Biermann (2014), a forma e as condições da aresta de corte são de crucial importância para as operações de usinagem nessas situações, em que carregamentos térmicos e mecânicos são afetados, principalmente, pela relação entre o raio de aresta (r_{β}) e a espessura de corte (h),

ou seja, r_β/h . Logo, Yuan, Zhou e Dong (1996) afirmam que a integridade superficial do componente será altamente dependente da dimensão e da forma da aresta de corte e, para Schulze, Becke e Pabst (2011) essa influência será cada mais significativa para casos em que a relação r_β/h se tornar maior que a unidade ($r_\beta/h > 1$), apesar de haver forte influência de r_β e h em situações em que $r_\beta/h < 1$.

De certo modo há o conhecimento consolidado de que a rugosidade é função principal do avanço, como já mostrado por diversas investigações. No entanto, esse conhecimento falha ao deixar de lado que em muitos processos industriais o acabamento superficial é determinado pela usinagem de acabamento, que é caracterizada por altas velocidades de corte e baixos avanços. Isso faz com que a espessura de corte (h) e a espessura mínima de corte (h_{\min}) passem a ser, muitas vezes, da mesma ordem de grandeza do raio de aresta e da microgeometria da ferramenta, especialmente em torneamento duro e fresamento (DENKENA e BIERMANN, 2014). Por conseguinte, a geometria da aresta de corte e seus efeitos sobre os processos de usinagem não podem ser negligenciados.

Nesse sentido, Thiele e Melkote (1999) afirmam que investigações anteriores haviam sido incapazes de explicar de forma convincente o comportamento da rugosidade em baixos avanços, levantando-se a hipótese de que certos fatores estavam sendo deixados de lado. Dentre esses fatores, acabou sendo constatado que a geometria do raio de aresta, as propriedades dos materiais da peça e o fenômeno de *ploughing* não estavam propriamente sendo considerados.

Além disso, para Lucca, Rhorer e Komanduri (1991), o próprio balanço geral de energia específica indica que a energia consumida nas zonas de cisalhamento sozinha é incapaz de dar conta do substancial aumento de energia específica de corte, principalmente a força específica de corte. Para eles, somente o aumento de atrito na interface cavaco-ferramenta e o *ploughing*, como resultado do raio de aresta e o ângulo de saída efetivo negativo são capazes de justificar tal alteração.

A Figura 2.6, extraída do trabalho experimental em torneamento de Schulze, Becke e Pabst (2011), ilustra bem o comportamento geral da força específica de corte com a redução da espessura de corte em diferentes raios de aresta. Nela é possível notar que raios de aresta maiores tendem a produzir forças específicas maiores e que há um aumento desproporcional da força específica de corte à medida que a espessura de corte vai diminuindo. No presente caso, também é possível observar que abaixo de 0,15 mm (150 μm) de espessura de corte o efeito de escala já foi notado de forma mais significativa.

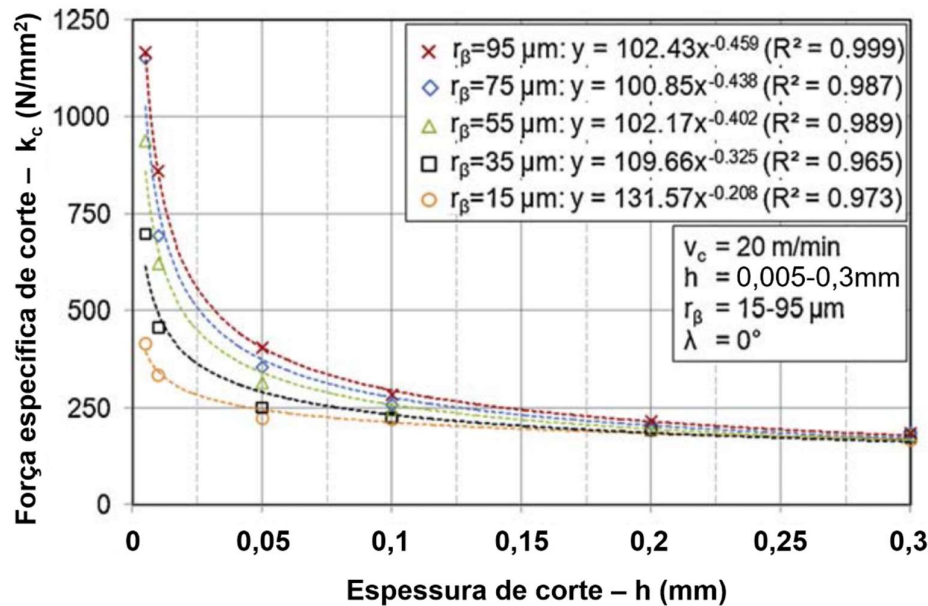


Figura 2.6 – Dados experimentais de força específica de corte versus espessura de corte para diferentes raios de aresta de ferramenta no torneamento de compósito, com as respectivas curvas de regressão. Adaptada de: Schulze, Becke e Pabst (2011).

Ainda no que diz respeito ao efeito do *ploughing* sobre a rugosidade. Para Bissacco, Hansen e Chiffre (2005), quando a espessura de corte é muito pequena, principalmente no fresamento em que ela é variável e pode ser próximo a zero na saída do corte concordante, o *ploughing* irá dominar. No entanto, ressaltam os autores, isso também ocorre no macrofresamento, a diferença básica está na fração do arco de engajamento em que o *ploughing* ocorre, sendo muito maior para escalas menores de corte. Por consequência, isso resultará em uma relativa grande fração de material, correspondente ao volume de cavaco não cisalhado, que é abaulado avante e atrás da ferramenta de corte, permanecendo aderido à superfície usinada e prejudicando o acabamento superficial. Ainda, de acordo com modelos geométricos, Ståhl (2012) afirma que quando a espessura de corte está abaixo da espessura mínima de corte, certo volume de material deformado plasticamente é deixado na superfície, contribuindo para que a rugosidade seja prejudicada.

Chae, Park e Freiheit (2006) salientam que, na macrousinagem, o avanço por dente ou profundidade de usinagem são geralmente mais profundos que o raio de aresta. Na prática, isso facilita o início do corte e à medida que essas variáveis aumentam e se distanciam da dimensão do raio de aresta, maior será a facilidade para que a ferramenta remova quase que completamente o material da superfície em forma de cavacos. Portanto, o aumento do avanço

por dente leva a ângulos de saída médios mais favoráveis, ou seja, melhora a geometria de remoção de material, reduzindo as forças específicas de corte e tendendo a produzir melhores acabamentos superficiais.

Contudo, não só a rugosidade é afetada pela relação r_β/h , isto é, pelas dimensões do raio de aresta em função da profundidade de usinagem e avanço por dente, principalmente. Weber *et al.* (2008), por exemplo, afirmam que quanto menor a espessura de material usinado, maior será a taxa de deformação plástica nos planos de cisalhamento, levando a maior resistência do material, principalmente para aqueles mais sensíveis ao encruamento. Além disso, que ângulos de saída efetivos mais negativos tendem a aumentar o coeficiente de atrito, produzir uma zona de deformação mais profunda na nova superfície gerada e até mudar o comportamento de condução de calor na interface cavaco-ferramenta.

Yuan, Zhou e Dong (1996) afirmam que o raio de aresta tem influência considerável na integridade superficial, após realizarem a usinagem de ligas de alumínio. Nesse sentido, observaram que a rugosidade, a microdureza, as tensões superficiais e a densidade de discordâncias da camada superficial da peça usinada foram afetadas pelo raio de aresta da ferramenta. Conforme esse ponto de vista, Ikawa *et al.* (1991) observaram que em usinagem em tais condições (alto raio de aresta), a dissipação de energia não diretamente responsável pela remoção de material tem os efeitos extremamente importantes para o desempenho da ferramenta e para a integridade superficial, podendo até promover falhas na subsuperfície da peça.

Moriwaki, Sugimura e Luan (1993) desenvolveram um modelo em elementos finitos para analisar o fluxo de calor e a distribuição de temperaturas na peça e na ferramenta baseado em tensões e no escoamento de material na peça. Para eles, a zona afetada pela usinagem, tanto no que diz respeito à temperatura e à integridade superficial, tende a se expandir com o aumento do raio de aresta da ferramenta e a redução do volume de material removido.

Para Simoneau, Ng e Elbestawi (2006), a microestrutura do material da peça, a geometria e o material da ferramenta e os parâmetros de corte são afetados quando há a redução de escala na usinagem. Para eles, heterogeneidades como contornos de grão, defeitos cristalinos e impurezas passam a ter papel cada vez mais importante no processo de cisalhamento e escoamento do material à medida que se trabalha em condições de transição micro/macro e microusinagem. Ainda, dizem que qualquer modelo que tente simular as condições de usinagem nessas circunstâncias deve levar em consideração propriedades do

material usado durante o corte em situações que envolvam altas tensões, altas taxas de deformação e temperaturas elevadas. No entanto, isso não é tarefa simples, justamente pela heterogeneidade que faz com que os diferentes componentes da microestrutura tenham influência individual significativa sobre o processo de corte.

Shimada *et al.* (1993) afirmam que a rugosidade gerada nas circunstâncias em que a espessura de corte é menor que o raio de aresta pode ser atribuída em grande parte ao fenômeno de *ploughing*. Eles definem a espessura mínima de corte em usinagem como sendo a mínima espessura em que o cavaco pode ser removido de forma estável na superfície da peça para uma aresta de corte em específico, ou seja, seu valor depende do raio de aresta.

Por fim e não menos importante a esse respeito, para Denkena e Biermann (2014) as forças e temperaturas que ocorrem na zona de interface induzidas pela microgeometria da aresta de corte causam alterações na microestrutura dos componentes usinados. Geralmente, maiores raios de aresta resultam em deformação mais severa abaixo da superfície usinada, com altas tensões de cisalhamento, que podem levar a alterações microestruturais, incluindo o refino de grãos e transformações dinâmicas de fase provocadas pela usinagem. Ainda, para eles, as forças no processo estão estreitamente relacionadas aos mecanismos de formação do cavaco e do escoamento do material em torno da aresta de corte. Portanto, o uso de arestas arredondadas leva a uma zona de cisalhamento mais extensiva, com escoamento plástico na subsuperfície com consequente alteração na integridade superficial da peça. Nesse caso, o material à frente da aresta arredondada sofrerá *ploughing*, será severamente deformado e pressionado contra a nova superfície.

Algumas informações importantes são citadas a seguir no sentido de completar a exploração do tema no presente subitem, baseando-se em estudos realizados por diferentes autores.

Bissacco, Hansen e Chiffre (2005) afirmam que reduzindo a escala em usinagem, necessariamente reduz-se as dimensões do material removido a cada passagem de dente no fresamento. Isso significa, que haverá um ponto em que a dimensão do raio de aresta poderá ser semelhante ao dos grãos do material. Portanto, enquanto no fresamento convencional, a formação do cavaco compreende muitos grãos, na microusinagem, o cavaco se forma com apenas poucos ou um único grão a cada momento, fazendo com que o comportamento do processo seja muito mais heterogêneo.

Schulze, Becke e Pabst (2011), após compararem a influência de diferentes parâmetros de corte, afirmam que a velocidade de corte tem uma significância muito menor

que a espessura de corte (h) e que o raio de aresta (r_β). Além disso, que a força específica de corte mostrou uma correlação muito mais forte para $r_\beta/h > 1$, mas ainda há forte influência de r_β e h na região de $r_\beta/h < 1$. Por fim, reconhecem que a relação r_β/h deve ser considerada, principalmente em operações de fresamento, já que a espessura de corte é variável e pode estar muito próximo a zero em determinadas situações.

Weber *et al.* (2008) realizaram uma modelagem por elementos finitos e testes experimentais para estudar a influência da espessura de corte (Figura 2.7), da velocidade de corte e do raio de aresta nas forças específicas e nas alterações superficiais no material (AISI 1045). Seus resultados confirmam que as forças específicas de corte são maiores para maiores raios de aresta. No entanto, a velocidade de corte não produz influência significativa nas forças específicas de corte. Para eles, uma parte do crescimento não linear da força específica de corte com a redução da espessura de corte pode ser atribuída ao aumento do componente de compressão do material e do *ploughing* em baixos valores de espessura de material.

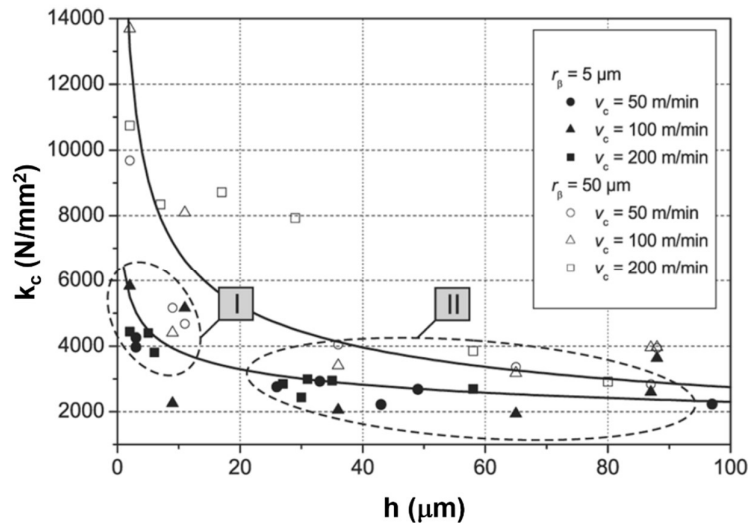


Figura 2.7 – Resultados experimentais de força específica de corte versus espessura de corte para diversos parâmetros de corte apresentados por Weber *et al.* (2008), em que fica evidenciado que maiores raios de aresta proporcionam efeitos mais significativos na força específica de corte em baixas espessuras de corte – (adaptada).

Thiele e Melkote (1999) afirmam que o aumento de dureza reduz o efeito do aumento do raio de aresta sobre a rugosidade. Portanto, teoricamente, em materiais mais moles e menos resistentes a forma e a dimensão da aresta são mais importantes do que em materiais

mais duros e resistentes. Além disso, com o aumento do avanço, a razão entre a espessura do cavaco e o raio de aresta cresce, aumentando a contribuição do cisalhamento, enquanto a ação do *ploughing* diminui. Para eles, as propriedades do material da peça serão importantes devido ao fato de que a deformação plástica da superfície e da subsuperfície irão contribuir para a geração da nova superfície e, por consequência, suas propriedades podem variar de acordo com as características da deformação plástica.

Para Liu, DeVor e Kapoor (2006) a espessura mínima de corte é dependente das temperaturas envolvidas no processo de usinagem, assim, qualquer estimativa de seu valor deve levar em conta a temperatura. Para eles, o aumento de velocidade de corte influencia o processo de duas maneiras: (a) quanto maior a velocidade de corte, maior tende a ser a temperatura, podendo haver o efeito de amolecimento térmico e consequente aumento da ductilidade; (b) o aumento da velocidade de corte aumenta o encruamento, pois há maior encruamento efetivo e maior taxa de deformação, portanto isso reduziria a ductilidade nas condições ideais.

Ao tornearem uma liga de alumínio com avanço de 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$, Yousefi e Ichida (2000) encontraram material da peça soldado à superfície da ferramenta e fluxo lateral nas marcas de avanço. No entanto, observaram que esses fenômenos só ocorreram em condições específicas. Em comum nas condições em que houve a soldagem e o fluxo lateral, existiu altas temperaturas e baixas pressões na formação do cavaco. Por isso, afirmam que em baixas velocidades de corte dificilmente irão ocorrer tais fenômenos, pois as temperaturas não são suficientemente altas para amolecer o material a ponto de fazer com que ele fique aderido à ferramenta e à peça. Já em altas velocidades de corte a pressão é tão alta, apesar das altas temperaturas, que todo material que poderia formar tais partículas acaba ficando aderido ao cavaco e não traz prejuízo à integridade superficial da peça. Portanto, velocidades de corte intermediárias garantiriam, para eles, as condições ideais para que o material soldado e o fluxo lateral acontecessem, mas essas velocidades dependeriam do processo e das propriedades do material.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A integridade superficial de três diferentes materiais no fresamento tangencial é avaliada no estudo. Os materiais estudados são: o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625, tendo o aço AISI 8620 como material de base e a Liga 625 soldada (*cladding*); o aço AISI 8620 forjado e recozido; e a Liga 625 laminada e solubilizada.

3.1 Detalhes Experimentais

Uma máquina-ferramenta CNC (HAAS VF-2) foi utilizada nos ensaios dos três diferentes materiais, cujo sistema de lubrificação/refrigeração foi empregado para a aplicação da emulsão água/óleo como fluido de corte em abundância (emulsão) em um dos conjuntos de condições. No outro, serviu-se de nitrogênio na superfície de saída da ferramenta por meio de um sistema à parte **(Erro! Fonte de referência não encontrada. – a, c)**, com vazão de 0,5 L/min e pressão de armazenamento de 150 psi ($\cong 10 \text{ kgf/cm}^2$).

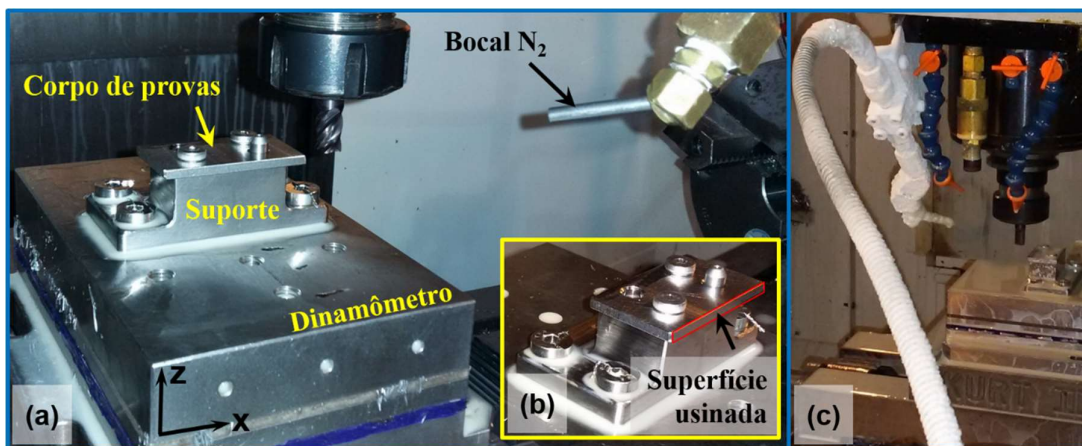


Figura 3.1 – Montagem experimental (a), detalhe do suporte e corpo de provas fixado por três pontos para redução de vibração (b) e vista lateral da montagem experimental logo após a usinagem com fluido criogênico (c).

Corpos de prova do composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 obtido por soldagem (sem tratamento térmico posterior), do aço AISI 8620 (forjado e recozido) e da Liga 625 (laminada e solubilizada) foram submetidos ao fresamento tangencial concordante (**Erro! Fonte de referência não encontrada.**), com ferramentas sem desgaste. Para tanto, definiu-se a utilização de 3 velocidades de corte (v_c), 2 avanços por dente (f_z) e 2 tipos de fluido de corte (**Erro! Fonte de referência não encontrada.**), totalizando 36 ensaios. Para tanto, manteve-se constantes a profundidade de usinagem (a_p) e a penetração de trabalho (a_e), como está na descrito na Tabela 3.2.

A escolha das condições de corte foi realizada a fim de privilegiar duas circunstâncias, a de deformação plástica severa e a de alta geração de calor. Nesse sentido, a velocidade de corte de 50 m/min, o avanço de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e fluido criogênico privilegiaria a deformação plástica severa, enquanto a velocidade de corte de 150 m/min e avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ a maior geração de calor, em que o fluido criogênico teria a função de atuar na refrigeração do corte, incluindo a peça.

Tabela 3.1 – Matriz experimental para o fresamento tangencial concordante.

Variáveis	Condição
Velocidade de corte (v_c)	50 100 150 m/min
Avanço por dente (f_z)	12,5 50,0 $\mu\text{m}/\text{dente}$
Fluido de corte	Emulsionável abundante por jorro (EMULSÃO) – cerca de 20 °C Criogênico (CRIO) – cerca de -196 °C

O composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 e o aço AISI 8620 tiveram como origem o mesmo material em bruto, isto é, chapas do AISI 8620 com 300 x 200 x 25,4 mm, que foram usadas para se obter os corpos de prova do aço e após a soldagem (*cladding*) de uma camada da Liga 625 de aproximadamente 6 mm em diversos passes os corpos de prova do composto bimetálico também foram confeccionados. Já o material em bruto para a confecção dos corpos de prova da Liga 625 foi uma chapa laminada com 500 x 500 x 3 mm de espessura. Maiores detalhes podem ser encontrados no trabalho de Rodrigues *et al.* (2016).

Esses corpos de prova, extraídos dos materiais em bruto e usinados até as dimensões finais, possuíam as medidas finais de 50 x 50 x 3 mm. Deste modo, a **Erro! Fonte de**

referência não encontrada. apresenta uma representação dos corpos de prova do composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 extraídos da interface soldada dos dois materiais **(Erro! Fonte de referência não encontrada.** – a, b) e a orientação de embutimento para análise da seção transversal de todos os corpos de prova, independente do material testado **(Erro! Fonte de referência não encontrada.** – c, d). Também é importante ressaltar que, após cortados e embutidos com uma resina apropriada para retenção de bordas, as amostras foram cuidadosamente preparadas para as posteriores análises metalográficas e obtenção dos perfis de dureza Vickers por microindentação. Além disso, deve ser salientado que, anteriormente à etapa de preparação de amostras, a rugosidade e as imagens da superfície já haviam sido adquiridas.

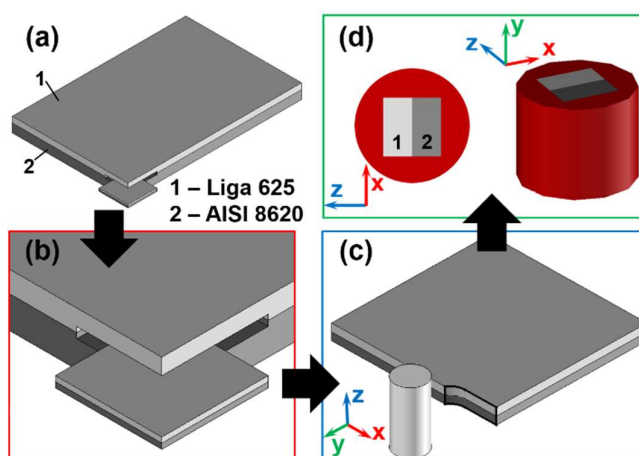


Figura 3.2 – Representação da retirada dos corpos de prova do composto bimetálico AISI8620/Liga 625 a partir de uma placa em aço AISI 8620 com a Liga 625 depositada por soldagem. (a) placa depositada; (b) representação dos corpos de prova com 50 x 50 x 3 mm; (c) orientação em que ocorreu a usinagem; e (d) orientação de embutimento. Estes itens, (c) e (d), são válidos para todos os materiais testados no trabalho.

Por conseguinte, as medidas do raio de aresta das ferramentas e da rugosidade (Tabela 3.2) foram obtidas por intermédio do perfilômetro óptico ZYGO com escaneamento de luz branca (sem contato), modelo NewView 7300. Esse equipamento também foi usado para a obtenção de imagens da superfície usinada. Durante essa etapa, tomou-se o cuidado de realizar as aquisições de rugosidade em três regiões do corpo de prova, próximo ao início, meio e fim do comprimento total de avanço, mas não houve diferenças significativas entre

elas. Além disso, no composto bimetálico AISI 8620/Liga 625, as medidas foram duplicadas, medindo-se a rugosidade do lado do aço AISI 8620 e do lado da Liga 625.

A preparação das amostras consistiu no lixamento manual e individual, com carregamento suave. Essa etapa foi realizada pelo menos duas vezes, a primeira para as medições de dureza e a segunda para as análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de composição química por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Logo após o lixamento, as amostras foram conduzidas ao polimento manual, em que foram utilizados abrasivos de diamante. Os detalhes dessa etapa podem ser visualizados na Tabela 3.3.

No que diz respeito às imagens de MEV e EDS, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura analítico JEOL, modelo JSM-6010LA, provido de analisador de espectroscopia de energia dispersiva (raios-X). Para tanto, adotou-se 20 kV de tensão de aceleração dos elétrons. Assim, foi possível obter imagens microestruturais dos materiais por elétrons secundários e retroespalhados, além da composição química pontual ou mapas químicos. Para tanto, as amostras preparadas sofreram ataque químico com reagente específico (Tabela 3.3). Ao fim do processo, as imagens foram utilizadas para se avaliar mudanças morfológicas da microestrutura e para identificar as partículas presentes na matriz dos materiais.

Tabela 3.2 – Dados referentes à fresa utilizada na realização dos experimentos e condições constantes de usinagem.

Fresa de topo HTC	
Cobertura TiAlN	
Número de arestas	4
Raio de aresta medido (r_β)	$18 \pm 2 \mu\text{m}$
Ângulo de hélice	35°
Diâmetro	9,52 mm
Profundidade de usinagem (a_p)	3 mm
Penetração de trabalho (a_e)	1 mm

Tabela 3.3 – Dados relativos à preparação dos materiais para análise microestrutural.

Material	Etapas de lixamento	Etapas de polimento	Reagente químico	Tempo de ataque
AISI 8620	Lixas: #400; #600; #800; #1000.	Partículas: 3 µm; 1 µm	Nital 2%	Imersão por 60 s.
Liga 625 (laminada e solubilizada)	Lixas: #400; #600; #800; #1000; #1200.	Partículas: 6 µm; 3 µm; 1 µm.	Glicerrégia: - 5 mL HCl. - 5 mL HNO ₃ . - 3 gotas de glicerina.	Esfregação* por 40 s.
Composto Bimetálico	Lixas: #400; #600; #800; #1000; #1200.	Partículas: 6 µm; 3 µm; 1 µm	- Nital 2% (AISI 8620). - Glicerrégia (Liga 625).	Imersão por 60 s (AISI 8620). Esfregação* por 40 s (Liga 625)

*imediatamente após o polimento final.

3.2 Obtenção dos perfis de dureza subsuperficial e dureza superficial Vickers

As particularidades das medições de dureza Vickers por microendentação receberam um detalhamento maior, uma vez que foram utilizadas técnicas diferentes de aferição da medida, dependendo do material em questão. Assim, estão sendo apresentadas em um item independente.

Essas medidas foram baseadas na norma ASTM E384-11 (ASTM, 2012) e realizadas em um microendentador digital CLARK com microscópio óptico integrado (objetiva com aumento de 50x). Para tanto, a carga adotada foi de 50 gf e o tempo de permanência de 15 segundos.

Cuidado especial foi tomado em relação à calibração do instrumento de medida e preparação das amostras, as quais deviam estar planas e adequadamente preparadas, segundo a norma ASTM E384-11. Na prática foram preparadas duas classes de amostras, em que uma corresponde à medição da dureza na superfície usinada e a outra ao perfil de dureza da

seção transversal perpendicular à superfície, tendo início em 50 μm abaixo da superfície, deslocando-se em direção ao núcleo do material. Para todos os casos, a forma da endentação foi critério de descarte da medida, além disso, adotou-se o critério em que havendo diferença maior que 5% entre as diagonais, também seria necessária outra medição. Todos os critérios e medidas estavam de acordo com a norma supracitada. Além disso, todos os materiais de partida tiveram a dureza aferida em uma amostra sem usinagem prévia, para que servissem de comparação com os corpos de prova após a usinagem.

Quanto às medidas superficiais, foram realizadas uma série de medições em posições aleatórias na superfície de cada um dos corpos de prova, considerando a forma da endentação e as dimensões das diagonais (ASTM E384-11). Assim, os critérios de descarte foram a forma e as dimensões da endentação, caso não observado um losango de arestas lineares ou as diagonais tivessem diferença maior que 5%, a medida era descartada. Foram contabilizadas 10 medidas de dureza da superfície em cada condição.

Em relação às medidas realizadas para a obtenção dos perfis de dureza, as endentações foram feitas sempre em posições equivalentes em relação à superfície (entre 50 e 600 μm), levando-se em consideração a média de cinco medidas em cada um dos casos. Além disso, como estabelecido na norma ASTM E384-11 respeitou-se a distância mínima de $2,5d$, sendo “d” o valor da diagonal da endentação, em relação à borda do corpo de provas e entre as endentações. Assim sendo, obrigatoriamente a primeira endentação devia ser a 50 μm da borda, uma vez que o tamanho médio da endentação estava na casa de 20 μm .

No entanto, foi necessária a adoção de procedimentos ligeiramente diferentes para cada um dos materiais testados, devido às características microestruturais de cada um deles, como pode ser entendido a seguir:

- **Liga 625 (laminada e solubilizada):** para o caso da Liga 625 não havia interferência de fases na medição de dureza, já que grande percentual das fases estão dispersas na matriz e outras nos contornos de grão. Dessa forma, as medições respeitaram apenas as posições previamente determinadas.

- **AISI 8620 (forjado e recozido):** análises preliminares comprovaram que os grãos de perlita e ferrita eram maiores que as endentações produzidas durante as medições. Assim, foi necessária a divisão das medidas de acordo com a fase ferrita e o microconstituente perlita do material. Dessa forma, realizou-se uma série de medições em cada um dos componentes, nas profundidades pré-estabelecidas.

- **Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 (soldada e não tratada termicamente):** as medições tiveram de ser realizadas em ambas regiões, predominantemente AISI 8620 e predominantemente Liga 625, totalizando no mínimo 5 medidas para cada material a cada profundidade da seção transversal. Ao contrário do que ocorreu com o AISI 8620, não foi necessária a divisão por componentes (perlita e ferrita), pois devido ao processo de deposição da Liga 625 sobre o aço AISI 8620, os grãos na região de interface são mais finos e menores que as endentações.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

O presente capítulo tem por objetivo apresentar os resultados e discuti-los. Por conseguinte, com o intuito de facilitar a análise e a discussão dos resultados, julga-se importante compreender a dinâmica do corte executado. Para tanto, foi criado um esquema ilustrativo (Figura 4.1¹) a fim de discutir a relação entre o raio de aresta, os avanços por dente utilizados e as espessuras de corte (h) resultantes. Nele, foram colocados em escala as proporções relativas dos raios de aresta da ferramenta (r_β) em relação aos avanços por dente (f_z) utilizados no fresamento tangencial concordante. As representações “a” e “b” da Figura 4.1 equivalem aos avanços por dente de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$, respectivamente, e a “c” a um caso hipotético em que o avanço por dente seria equivalente a 180 $\mu\text{m}/\text{dente}$.

Também é conveniente que se destaque que, como a superfície da peça e o ponto de contato entre a ferramenta e a peça estiveram deslocados do centro da fresa, a espessura de corte (h) sempre será menor que os avanços por dente (f_z) empregados no trabalho, além do mais, que seu valor será variável do início ao fim do corte, ou seja, maior próximo à entrada e tenderá a zero na saída da aresta da peça.

Como destacado no Capítulo de Revisão da Literatura, a espessura de corte (h) é importante e determinará como o material é cisalhado e/ou deformado no processo de formação do cavaco. No entanto, o avanço por dente não deixa de ser importante para o corte, uma vez que o primeiro contato com a superfície da peça será realizado em uma espessura de material que é o próprio avanço por dente. Assim, maiores valores de f_z promoverão um contato inicial mais favorável (Figura 4.1-c), no qual a ferramenta terá maior facilidade para “escavar” a peça, formar e remover o cavaco.

Portanto, seguindo esse raciocínio, à medida em que se aumenta a relação r_β/f_z e, por consequência, r_β/h (Figura 4.1-a), o corte e o cisalhamento acabam por serem desfavorecidos em benefício da deformação provocada pelo arredondamento da aresta, como ocorre no presente estudo. Sendo assim, haverá maiores dificuldades de se “escavar” o material e posteriormente, durante a usinagem, irá ocorrer muito mais deformação

¹ A Figura 4.1 foi esquematizada mantendo-se o avanço por dente constante e utilizou-se a relação r_β/f_z para a construção da figura. Assim, a visualização da relação r_β/h passa a ser melhor. No entanto, é preciso ter em mente que a espessura de corte (h) será sempre menor que o avanço e tende a zero no fim do corte, logo as proporções na imagem é até maior do que foi apresentado na figura. Além disso, o que de fato foi variado no experimento foi o avanço por dente, mantendo-se o raio de aresta constante.

plástica/conformação que cisalhamento/corte e, em tese, podem prevalecer fenômenos que tendem a afetar bastante a integridade superficial do componente usinado.

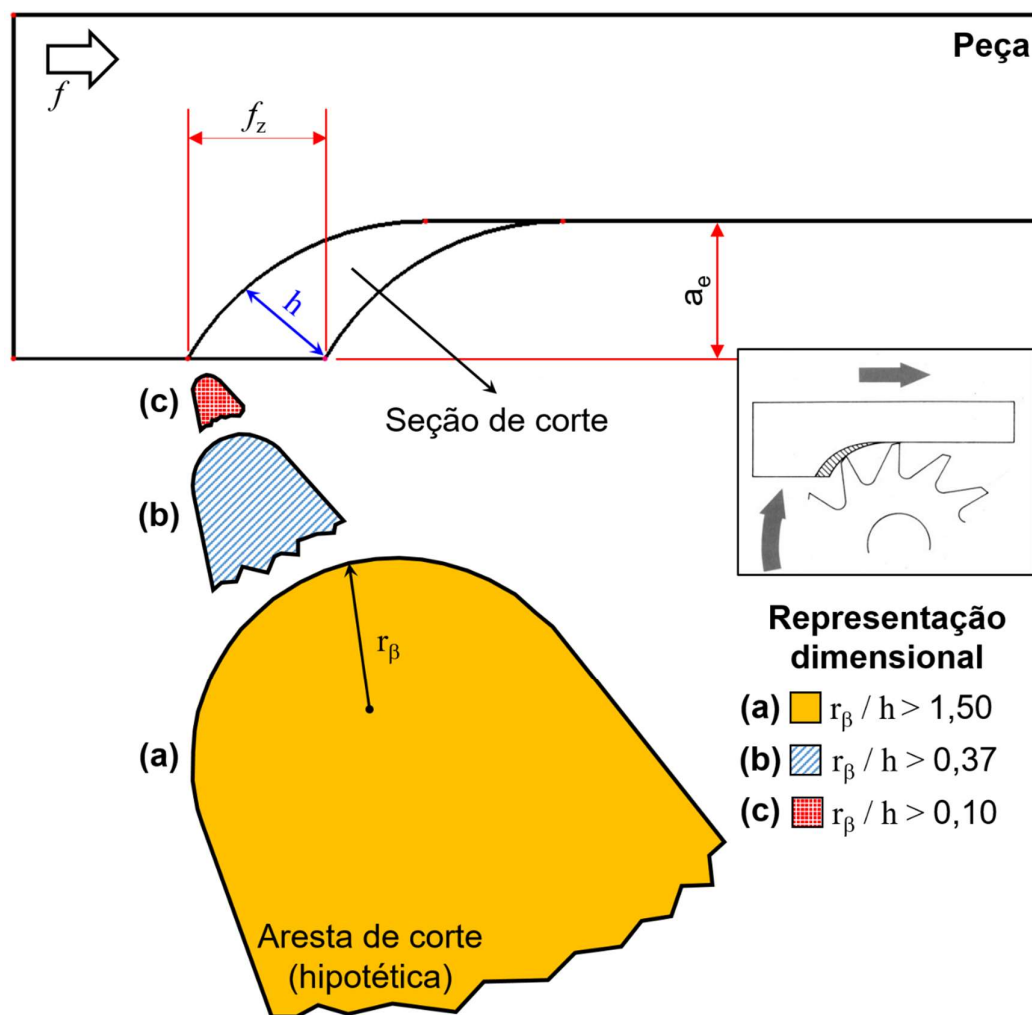


Figura 4.1 – Representação esquemática de dimensão da relação r_β/h , com as situações (a) e (b) representando os avanços por dente de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$ e $50 \mu\text{m}/\text{dente}$, respectivamente, com raio de aresta constante. Já a situação (c) é uma situação hipotética, que representa um avanço maior que os utilizados no trabalho (vista superior do corte).

Enfim, baseado na literatura, nos avanços por dente e no raio de aresta utilizados, teoricamente, a pior situação para o corte do material, em que o processo de formação de cavaco será prejudicado, é aquela em que o avanço utilizado foi de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$ (equivalente ao caso da Figura 4.1 – c). Em contrapartida, no caso em que o avanço foi de $50 \mu\text{m}/\text{dente}$ (equivalente ao caso Figura 4.1 – b) há a tendência de que a penetração da ferramenta na peça seja mais favorável, que o corte também o seja e que os ângulos de saída

médios efetivos, com espessuras de corte variáveis, sejam mais propícios ao corte durante o fresamento e os resultados a serem apresentados nesse capítulo levam a crer que nessas condições a integridade superficial é fortemente afetada.

Ainda, com relação ao avanço por dente, também existe a tendência de que maiores avanços por dente deixem maiores marcas na superfície (rugosidade teórica geométrica). Em contrapartida, para baixos valores de avanço por dente (altos valores de r_p/h), fora o efeito da rugosidade teórica geométrica que tende a melhorar o acabamento superficial, ainda há a possibilidade de que ocorra o aplainamento das cristas de avanço, uma vez que na saída da aresta da peça a espessura de corte é muito baixa e, dependendo das propriedades do material, o raio de arredondamento da aresta poderá fazer esse trabalho. A capacidade alisadora do processo de corte a que se refere está diretamente relacionada ao baixo avanço e aos raios de aresta, de fato, quando uma aresta realiza o corte, a aresta subsequente tende a alisar a superfície, já que o baixo avanço por dente acaba proporcionando o repasse na região previamente usinada.

No entanto, em baixos avanços por dente, é importante lembrar que há a possibilidade de ocorrer o efeito de escala, dependendo fortemente das características do material, com consequente *ploughing* e/ou fluxo lateral de cavaco que podem piorar o acabamento superficial.

Logo, acredita-se que os resultados apresentados posteriormente confirmam essas considerações. Porém, não cabe aqui certificar qual condição é a melhor para a usinagem, simplesmente está sendo afirmado que para o processo de formação do cavaco, maiores relações de r_p/h acabam por mudar completamente a dinâmica do corte. Isso pode trazer prejuízos para o processo de formação do cavaco, mas também pode implicar em relevantes alterações na peça, o que poderá ser positivo ou negativo, dependendo da aplicação que se pretende dar ao material que foi usinado. Portanto, cabe a esse trabalho certificar apenas que efeitos sobre a integridade superficial foram encontrados sob determinadas condições de corte.

Fechando as considerações iniciais do presente capítulo, as velocidades de corte e o tipo de fluido utilizado também são condições importantes, uma vez que tendem a alterar completamente o estado do corte. Por exemplo, sabe-se que menores velocidades de corte tendem a produzir menores taxas de deformação e que as temperaturas em usinagem tendem a ser mais baixas. Assim, em princípio, à medida em que a velocidade de corte aumenta de 50 para 150 m/min espera-se que uma maior quantidade de calor seja gerada e que, em

consequência, maiores sejam as temperaturas na zona de corte. Além disto, dois tipos de fluido de corte foram utilizados, cada qual com propriedades distintas; sendo que um deles possui alta capacidade refrigerante, o nitrogênio, a ponto de alterar a distribuição de calor na região de corte, como indica a literatura.

Finalmente, a literatura também sugere que as condições de processamento do material, sua composição química e os tratamentos térmicos pelos quais passou podem alterar a resposta do material aos processos de fabricação, levando a crer que não se pode estabelecer uma resposta única para uma mesma liga, já que seu comportamento pode variar bastante. Assim, toda a discussão dos resultados se baseia em tais fatos.

4.1 Rugosidade e aspecto superficial

A apresentação dos resultados foi dividida em quatro etapas, tomando como referência os três materiais testados e o tipo de fluido aplicado no fresamento tangencial. Para tanto, serão utilizados gráficos de rugosidade média (R_a) e imagens da superfície obtidas por interferometria óptica.

4.1.1 Liga 625 laminada

Nos testes realizados na Liga 625 laminada (Figura 4.2) podemos observar que o fresamento criogênico teve a capacidade de melhorar a rugosidade no avanço de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ em todas as velocidades de corte em comparação à emulsão. Nesse avanço não há diferença significativa nos valores de rugosidade entre as velocidades de corte, tanto para a emulsão, quanto para o criogênico. Além disto, no avanço de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ o fluido criogênico melhora o acabamento superficial em 100 m/min em comparação à emulsão e mantém a qualidade superficial nas velocidades de 50 e 150 m/min. Por fim, no que diz respeito ao fluido e à velocidade de corte, a velocidade de corte de 100 m/min tem o melhor resultado para o fluido criogênico e o pior para a emulsão.

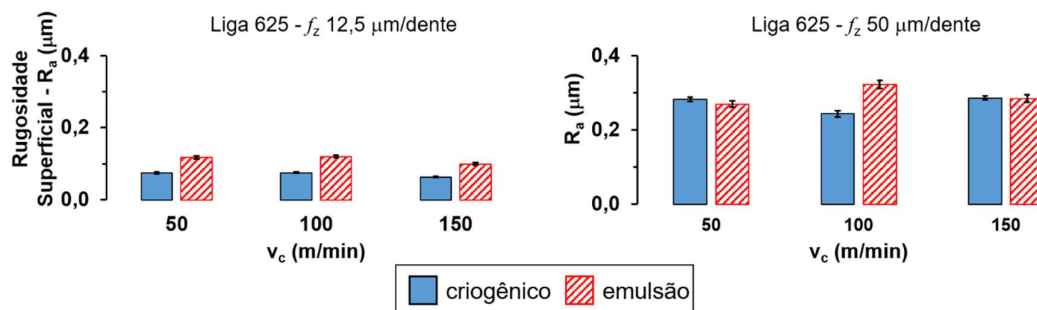


Figura 4.2 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados na Liga 625 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte.

A melhora do acabamento superficial no avanço por dente de 12,5 µm/dente se deve ao alisamento da nova superfície gerada, esse alisamento está relacionado ao baixo avanço por dente e ao repasse de outra aresta com raio de aresta relativamente alto sobre a região gerada previamente. Nesse sentido, as propriedades do material tendem a ser fundamentais para que a melhora seja efetiva, por exemplo, devemos lembrar da alta capacidade do material de sofrer encruamento e de manter suas propriedades em temperaturas elevadas. Também é possível notar que o fluido criogênico parece contribuir para a melhora na qualidade superficial, muito provavelmente devido ao efeito sobre a geração de calor, com consequente alteração em propriedades do material, incluindo a redução de ductilidade, e a limitação da aderência pela própria redução de temperaturas nas interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça. Além disso, há certa capacidade de lubrificação do corte por se tratar de corte interrompido e o fluido entrar e contato com a ferramenta a cada rotação. Assim, nessas condições a adesão de partículas do cavaco sobre a peça ou o fluxo lateral do cavaco não foram favorecidas, como poderá ser visto posteriormente por meio de imagens da superfície.

Em contrapartida, no avanço por dente mais alto as marcas de avanço acabaram sendo maiores e a rugosidade cresceu, embora esse aumento tenha sido bem menor que o aumento teórico, que seria de quatro vezes. Portanto, para a Liga 625 laminada o efeito geométrico do avanço parece prevalecer, muito provavelmente a dissipação de calor foi suficientemente alta a ponto de impedir que fenômenos como o *ploughing* dominassem e prejudicassem a rugosidade.

Aparentemente, o fluido criogênico também perdeu eficiência, sendo efetivo apenas na velocidade de corte intermediária, em que as temperaturas também tendem a ser intermediárias.

4.1.2 Aço AISI 8620

Para o aço AISI 8620 (Figura 4.3), em f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e fresamento criogênico, menores valores de rugosidade ocorreram nas velocidades de corte mais baixas (50 e 100 m/min) em comparação à emulsão. No entanto, na velocidade de 150 m/min a emulsão apresentou acabamento superficial melhor que o fresamento criogênico.

Em contrapartida, no avanço de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$, as respostas da rugosidade foram praticamente as mesmas, tanto para a emulsão quanto para o criogênico, não havendo diferenças significativas nas três velocidades testadas. Além disto, houve uma tendência de melhora na rugosidade à medida em que a velocidade de corte foi aumentada em 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$.

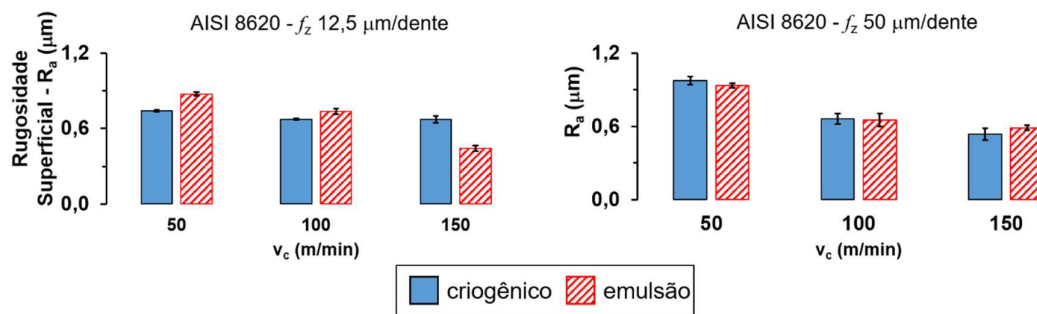


Figura 4.3 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados no aço AISI 8620 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte.

No aço AISI 8620 o efeito da velocidade de corte sobre o acabamento superficial em condições de corte a seco ou emulsão é bastante conhecido e segue o padrão visto nos resultados apresentados na Figura 4.3. Assim, à medida em que a velocidade de corte aumenta, há o aumento de temperatura na zona de corte, o mecanismo de formação de cavaco se altera, reduz-se a tendência à vibração e outros fenômenos prejudiciais à rugosidade, com consequente melhora no acabamento.

No entanto, pode ser observado que em velocidades de corte mais baixas e no menor avanço (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$) o fluido criogênico conseguiu melhorar o acabamento superficial, mas que isso não aconteceu para a maior velocidade de corte. Como pressupomos que essa condição ($r_p/h > 1$) é a condição mais crítica, no que diz respeito à deformação plástica, julga-

se que nessas condições o nitrogênio altere as propriedades do material, fazendo com que ele fique mais duro resistente pela redução da temperatura, isso contribui para a melhora da rugosidade. Por outro lado, à medida em que a velocidade de corte vai aumentando a eficiência do fluido vai se reduzindo, já que as temperaturas vão aumentando e a própria centrifugação do ar no entorno da ferramenta pode ser capaz de afastar o fluido da região.

Entretanto, nessa perspectiva, o que leva à mudança de comportamento no maior avanço e a emulsão e o criogênico apresentarem o mesmo desempenho, muito provavelmente, tem relação com o menor valor da relação r_p/h , fazendo com que o corte seja mais efetivo em 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, ou seja, reduzindo a dependência da deformação e das propriedades do material sobre o acabamento superficial, como apresentado na Figura 4.1. Além disso, imagens obtidas por interferometria óptica logo mostrarão que há muito mais fluxo lateral de cavaco no aço do que na Liga 625 em todas as condições de corte testadas.

4.1.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625

No que diz respeito ao composto bimetálico/Liga 625 (Figura 4.4 – a, b), tanto no fresamento criogênico, quanto na emulsão, o avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ produziu o aumento da rugosidade em todas as comparações com f_z mais baixo (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$). Por outro lado, somente o fresamento criogênico produziu o mesmo efeito no composto bimetálico/AISI 8620, isto é, os valores de rugosidade foram equivalentes nos dois avanços quando a emulsão foi utilizada.

O aumento do avanço resultou na melhora do acabamento superficial do composto bimetálico/AISI 8620 na aplicação da emulsão, ou seja, a rugosidade caiu nessas condições (Figura 4.4 – c, d). Assim, com a emulsão, o comportamento é distinto nos dois componentes que formam o composto bimetálico. Enquanto, o acabamento superficial é melhor em baixo avanço por dente (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$) no composto bimetálico/Liga 625, acaba sendo melhor no alto f_z (50 $\mu\text{m}/\text{dente}$) no composto bimetálico/AISI 8620.

No que diz respeito à velocidade de corte, no composto bimetálico/Liga 625 e em 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ (Figura 4.4 – a, b), os valores de rugosidade são mais baixos nas velocidades de corte de 100 e 150 m/min, tanto para o fresamento criogênico, quanto para a emulsão. No entanto, para o avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ não há diferença significativa em nenhuma das velocidades de corte.

Ainda considerando o composto bimetálico, no composto bimetálico/AISI 8620 (Figura 4.4 – c, d) é possível observar que em 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e em 100 m/min o fluido criogênico conseguiu melhorar bastante o acabamento superficial em comparação às velocidades de corte de 50 e 150 m/min. Além disso, é possível notar que na emulsão a melhor situação foi a com a maior velocidade de corte (150 m/min).

Já para o avanço de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e uso de fluido criogênico, a velocidade de corte de 50 m/min produziu o pior acabamento superficial. Há, ainda em 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$, a melhora significativa da rugosidade nas velocidades de 100 e 150 m/min ao se utilizar o nitrogênio, mas com o uso de emulsão não há diferença significativa na rugosidade entre as velocidades testadas.

Encerrando a avaliação da rugosidade no composto bimetálico (Figura 4.4) é possível notar que em todas as condições o acabamento superficial é melhor na usinagem do composto bimetálico/Liga 625 e que a rugosidade no composto bimetálico/AISI 8620 é altamente dependente do tipo de fluido usado, do avanço e da velocidade de corte, apresentando uma sensibilidade muito maior que o outro componente do composto bimetálico, a Liga 625.

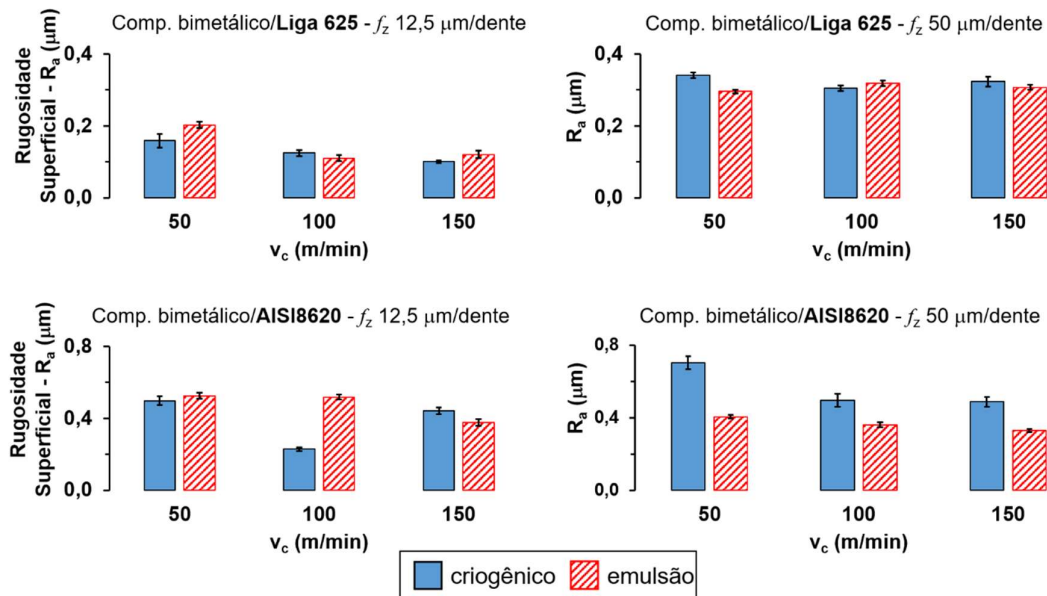


Figura 4.4 – Resultados de rugosidade (R_a) nos ensaios realizados no composto bimetálico AISI8620/Liga 625 com variação de avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tipo de aplicação de fluido de corte.

Sendo os dois materiais solidários, a ação da aresta de corte se dá ao mesmo tempo sobre os dois materiais. Assim, os resultados demonstram a importância do material na formação da rugosidade. Outrossim, mais uma vez o efeito geométrico do avanço parece prevalecer para o a Liga 625 (composto bimetálico), ou seja, o aumento do avanço provocou a piora da rugosidade. Já para o AISI 8620 (composto bimetálico) isso parece ter ocorrido apenas com o fluido criogênico. Os resultados apresentados na Figura 4.4 mostram que, outra vez, o fluido criogênico pode melhorar o acabamento superficial em relação à emulsão em condições em que a deformação plástica é predominante e em que o início do corte é mais complicado ($12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$). Além disso, que as mudanças de propriedades provocadas pelo fluido criogênico são mais significativas para tais alterações nessas condições. Nas situações que o corte é mais efetivo, o nitrogênio parece ter a tendência de não alterar ou piorar o acabamento superficial da peça. Devemos lembrar que, devido ao processo de soldagem, os dois materiais que compõem o composto bimetálico são uma mistura e que, de fato, são diferentes do AISI 8620 e da Liga 625 propriamente ditos.

4.1.4 Aspecto da superfície por análise de imagens

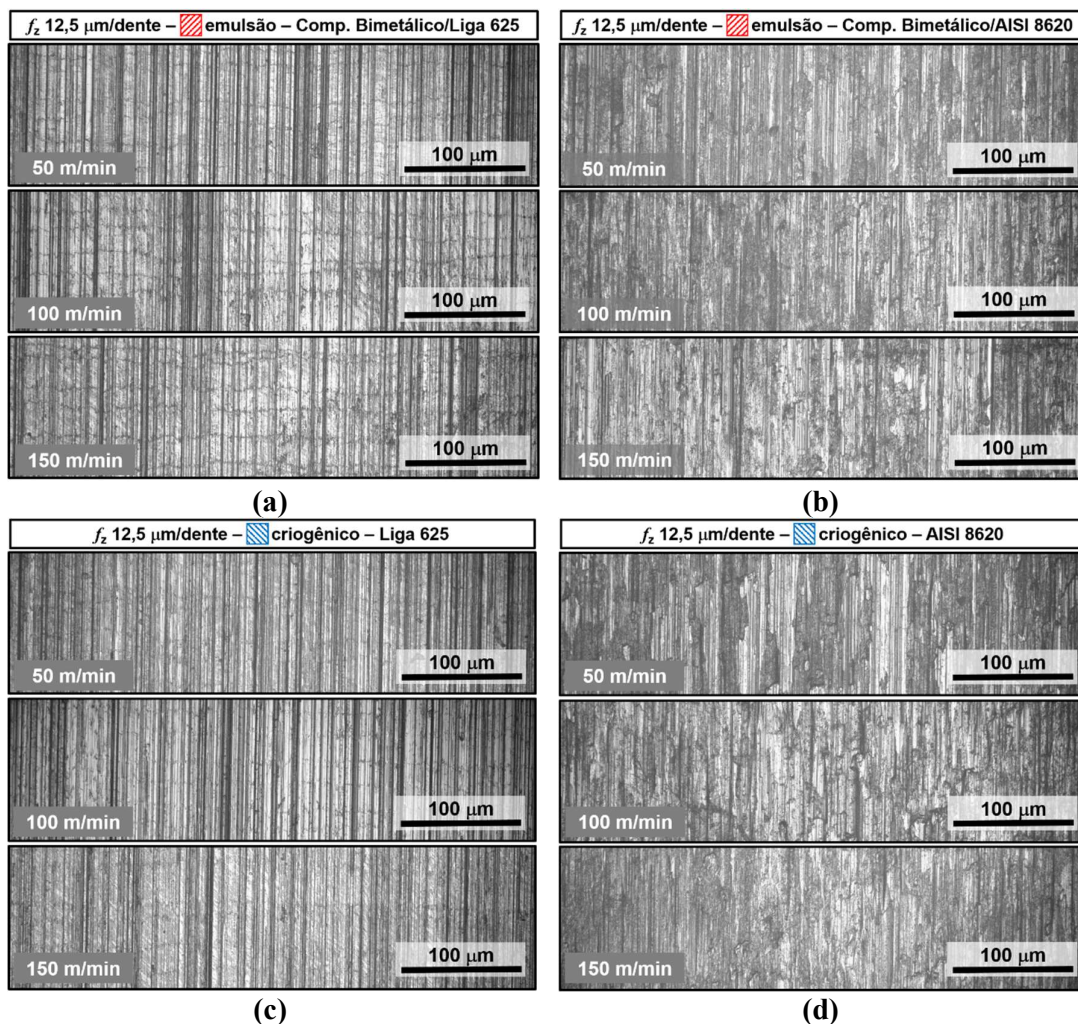


Figura 4.5 – Imagens de interferometria óptica de amostras dos materiais usinados com o avanço por dente de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ nas três velocidades de corte testadas, utilizadas aqui como exemplos representativos do que ocorre de forma geral. Direção e sentido de avanço: horizontal da direita para a esquerda.

Com o intuito de completar a análise da rugosidade são apresentadas imagens de interferometria óptica das superfícies usinadas. Via de regra é possível observar as marcas de avanço no composto bimetálico/Liga 625 e na Liga 625 laminada (Figura 4.5 – a, c), em que não há material recalcado presente na superfície usinada. Em contrapartida, tais marcas estão pouco visíveis no composto bimetálico/AISI 8620 e no AISI 8620 (Figura 4.5 – b, d), pois há grande quantidade de material recalcado na superfície. Como exemplo, no avanço

por dente de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$, é possível notar que em todas as amostras do aço AISI 8620 há uma quantidade considerável de material recalcado (Figura 4.5 – b, d) e que a rugosidade foi afetada (Figura 4.4 – c e Figura 4.3 – a).

Além do mais, é interessante observar a diferença visual das superfícies fresadas com o avanço por dente de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$ e $50 \mu\text{m}/\text{dente}$, para o composto bimetálico/AISI 8620 e o aço AISI 8620 (Figura 4.5 – b, d e Figura 4.6). Destaca-se, nesse sentido, o fato de que no maior avanço há menos material recalcado na superfície usinada, deixando as marcas de avanço bem visíveis.

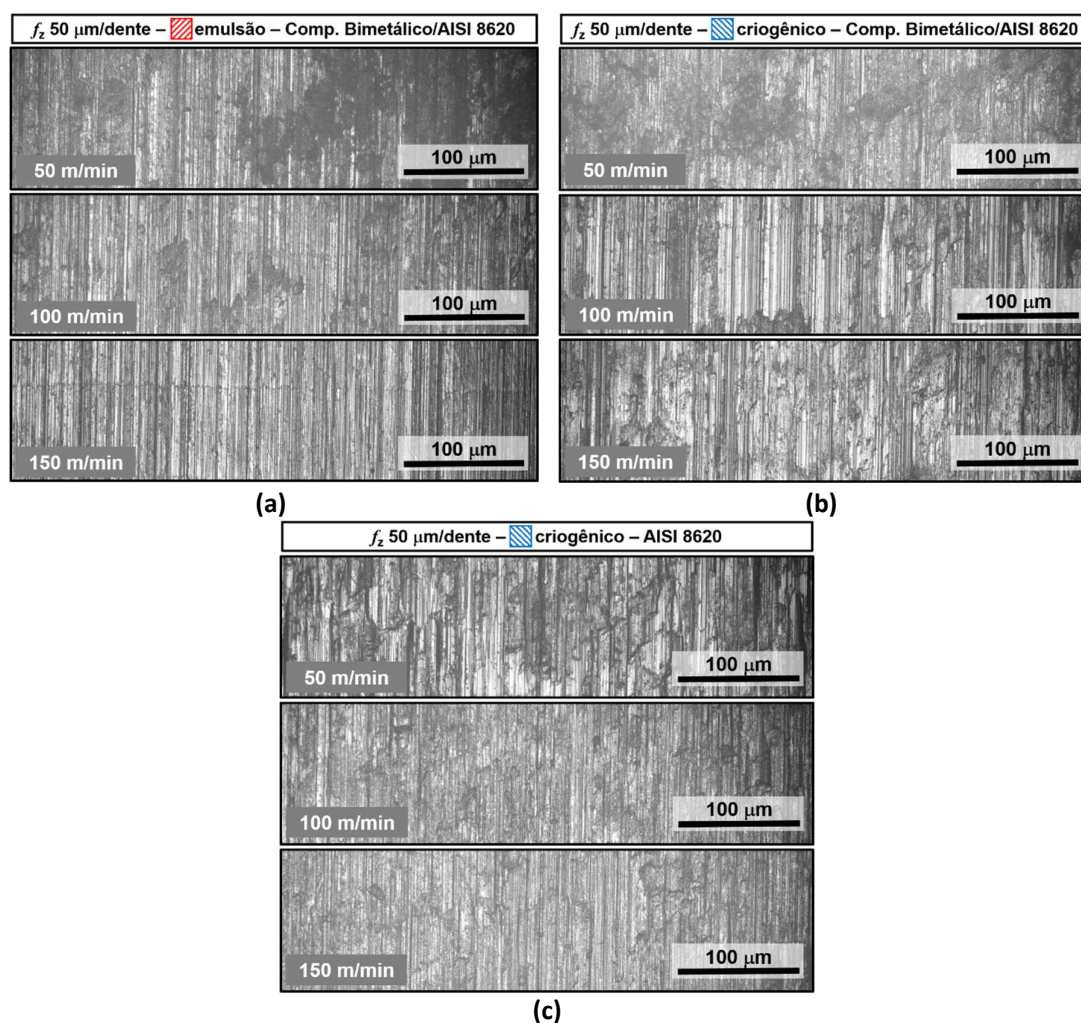


Figura 4.6 – Imagens de interferometria óptica de amostras dos materiais usinados com o avanço por dente de $50 \mu\text{m}/\text{dente}$ nas três velocidades de corte testadas, utilizadas aqui como exemplos representativos do que ocorre de forma geral. Direção e sentido de avanço: horizontal da direita para a esquerda.

Também é importante observar que, no composto bimetálico/AISI 8620, a emulsão apresentou melhor acabamento superficial em todas as velocidades de corte testadas no avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ na comparação com fluido criogênico (Figura 4.4). Numericamente, a qualidade superficial no avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ é equivalente à de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, apesar do efeito geométrico do avanço que, a princípio, deveria influenciar a rugosidade, fazendo com que os valores de rugosidade média fossem maiores em 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$.

Por outro lado, sob a perspectiva do aço AISI 8620 sozinho (Figura 4.5 – d, Figura 4.6 – c e Figura 4.3), a qualidade da superfície foi equivalente em ambos os casos, emulsão e criogênico, com valores de rugosidade relativamente baixos, mas piores que no caso citado do composto bimetálico/AISI 8620 com emulsão. Nesse material é possível observar grande quantidade de material recalado aderido à superfície usinada, principalmente na velocidade mais baixa (50 m/min) e de forma mais evidente com a utilização de fluido criogênico.

4.1.5 Síntese do fresamento tangencial criogênico *versus* emulsão

No que diz respeito ao comportamento do fresamento criogênico e emulsão nos avanços de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ (Figura 4.2, Figura 4.3 e Figura 4.4) é possível afirmar que, de maneira geral, o fluido criogênico melhorou o acabamento superficial da Liga 625. Todavia, para o aço AISI 8620, o nitrogênio atuou no processo melhorando, piorando ou não interferindo no acabamento superficial. Outrossim, deve ser ressaltado que o acabamento superficial do composto bimetálico/Liga 625 acabou sendo pior do que o da Liga 625 e que, por outro lado, o composto bimetálico/AISI 8620 tem a qualidade superficial melhor que o AISI 8620.

Ao se realizar as avaliações da rugosidade nos materiais testados foi observado que há uma diferença significativa nos valores apresentados no fresamento criogênico e emulsão. Além disso, que no composto bimetálico a rugosidade resultante do processo de usinagem é relativamente diferente da rugosidade do material testado sozinho. Assim sendo, foram criados gráficos de variação percentual de rugosidade com o intuito de se examinar a diferença na rugosidade dos materiais, em cada uma das situações testadas no fresamento criogênico e emulsão.

Os gráficos de variação percentual de rugosidade (Figura 4.7) comparam as ligas (AISI 8620 e Liga 625) no composto bimetálico e sozinhas. A princípio, julga-se que é uma

forma de demonstrar que os materiais, sob as mesmas condições de corte, podem produzir acabamentos superficiais diferentes. Tal fato vale, inclusive, para a situação em que foram usinados ao mesmo tempo no composto bimetálico. Nessa perspectiva, é interessante notar que em todos os casos a diferença entre a rugosidade da Liga 625 e do aço AISI 8620 é menor no composto bimetálico.

Ainda a respeito da variação percentual da rugosidade, outro fator interessante é que o menor avanço produz maiores diferenças no acabamento superficial, tanto para o composto bimetálico, quanto para as ligas em separado. Ademais, quase não há diferença do ponto de vista industrial entre a rugosidade dos dois materiais no composto bimetálico quando a emulsão é utilizada (Figura 4.7 – b). Por conseguinte, o tipo de fluido de corte usado e o avanço vão interferir na diferença de acabamento superficial produzida, mas é o material e suas propriedades, que de fato, irão determinar essa diferença.

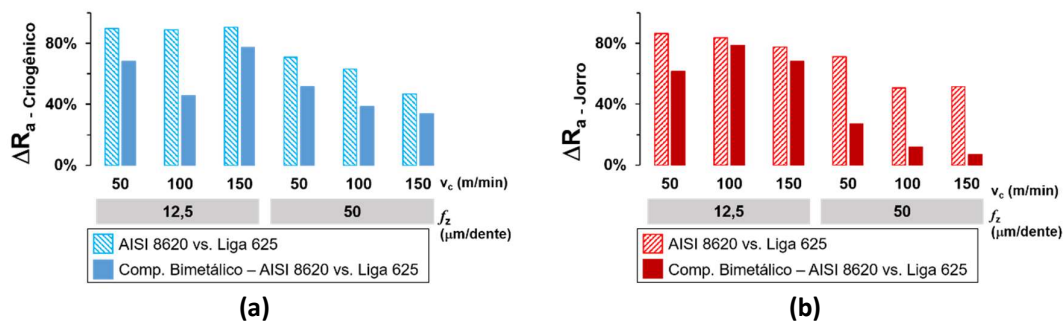


Figura 4.7 – Variação percentual de rugosidade demonstrando a diferença no acabamento superficial dos materiais testados no fresamento criogênico (a) e emulsão (b). De forma geral: $(R_{a_{aço}} - R_{a_{superliga}})/R_{a_{aço}}$.

A capacidade de alteração de propriedades, por meio da redução de temperatura na zona de corte, parece ser mais efetiva no que diz respeito ao acabamento superficial no menor avanço quando o fluido criogênico é utilizado. Nessa condição, a deformação plástica e o *ploughing* tendem a se destacarem na comparação com o maior avanço utilizado. Assim sendo, o fluido criogênico parece amenizar os efeitos danosos desses fenômenos por meio de mudanças nas propriedades dos materiais (principalmente na superliga de níquel), acabando por melhorar a rugosidade.

Devido às propriedades da Liga 625 e de sua variante no composto bimetálico, principalmente quanto à sua capacidade de encruamento e de manter suas propriedades em temperaturas elevadas, o efeito geométrico do avanço prevalece e o aumento de f_z produz a

piora do acabamento superficial. Além disso, o fluido criogênico parece ser efetivo apenas na condição em que a deformação plástica severa tende a ocorrer, isto é, há uma melhora significativa do acabamento superficial em baixo avanço, o que não ocorre no maior avanço.

Contudo, o AISI 8620, que ao contrário da Liga 625 não mantém as propriedades em elevadas temperaturas, tende a ser mais dúctil durante a usinagem, o que prejudica a eficiência do fluido criogênico e permite que haja material aderido à superfície gerada pela usinagem, piorando o acabamento superficial, pois o fluido criogênico não é capaz de reduzir a temperatura a níveis suficientes de se evitar tais fenômenos.

4.2 Perfis de dureza

4.2.1 Liga 625 laminada

A dureza superficial da Liga 625 laminada foi afetada em todas as condições (Figura 4.8), quando os valores são comparados aos do material de partida. A diferença ficou na casa de 40-45% maior que a dureza da matriz do material, considerando a velocidade de corte, avanço por dente e o tipo de fluido de corte. No entanto, os valores medidos na superfície foram muito próximos e não apresentaram diferenças significativas entre eles.

No que diz respeito à dureza subsuperficial da Liga 625 laminada é possível observar que no avanço por dente de 50 $\mu\text{m}/\text{dente}$ não há alteração significativa na comparação com material de partida, em nenhuma das velocidades de corte e em nenhum dos tipos de fluido de corte testados (Figura 4.8), a partir de 50 μm . Portanto, entre a superfície e a profundidade de 50 μm a dureza do material sai de algo em torno de 300 HV_{50} para 210 HV_{50} , logo sem alterações significativas de dureza em profundidades superiores a 50 μm .

Em contrapartida, no avanço de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e nas velocidades de corte de 50 e 100 m/min (Figura 4.8 – a, b) a utilização do nitrogênio como fluido de corte, principalmente em 50 m/min, fez com que houvesse alteração da dureza subsuperficial até por volta de 300 μm de profundidade em relação ao material de partida. Também é possível notar que a emulsão, a partir de 50 μm , não alterou significativamente a dureza do material usinado em nenhuma das condições testadas (Figura 4.8 – d, e, f). Portanto, é possível afirmar que o fresamento tangencial criogênico da Liga 625 laminada, em condições de baixo avanço e

velocidades de corte, possuiu a capacidade de alterar a dureza superficial e subsuperficial do material e que a emulsão somente promoveu tais alterações em camadas muito próximas à superfície, podendo ser constatado pelas alterações microestruturais comprovadas por MEV e que serão apresentadas posteriormente.

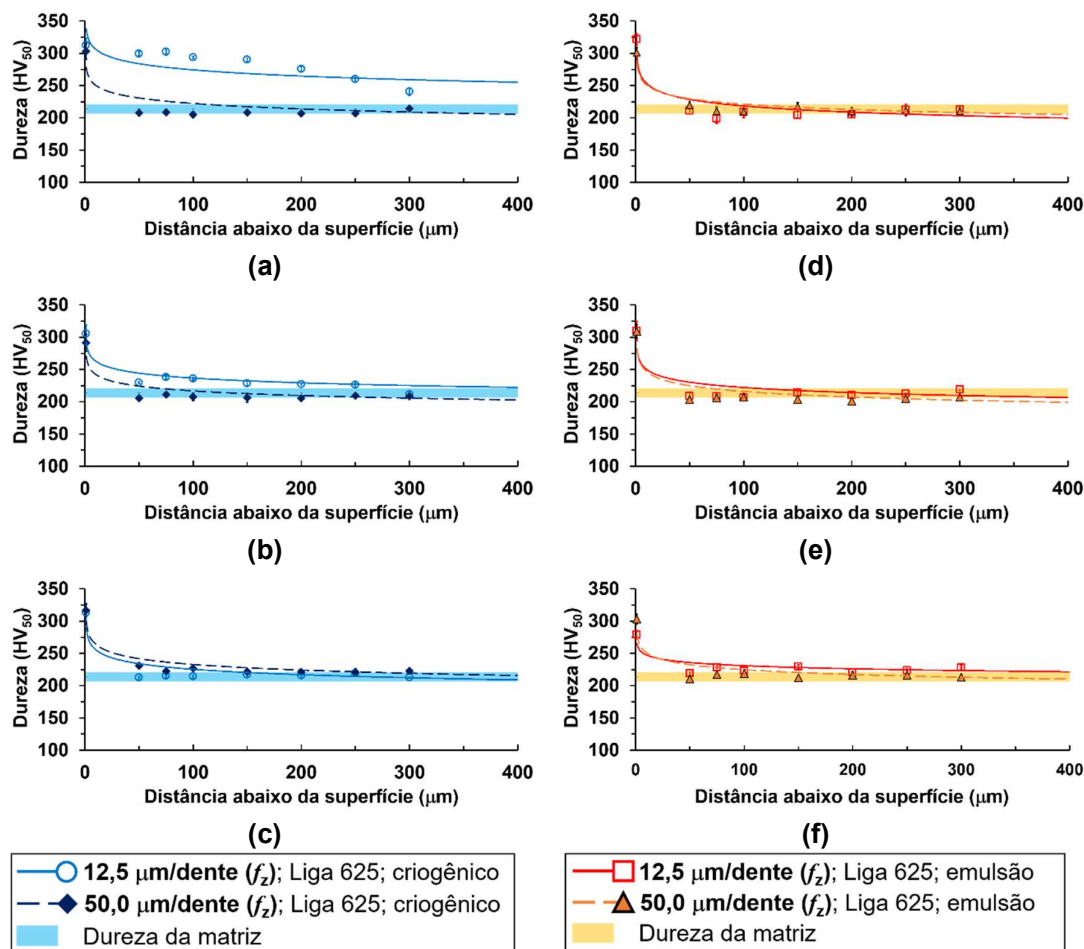


Figura 4.8 – Perfis de dureza medidos na Liga 625 nas velocidades de corte de 50 m/min (a, d), 100 m/min (b, e) e 150 m/min (c, f) demonstrando o efeito do fresamento criogênico na dureza subsuperficial em baixo avanço por dente (12,5 μm/dente) e baixa velocidade de corte (50 m/min) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.

Como os resultados indicam, na subsuperfície, apenas uma das condições alterou a dureza de forma bastante significativa. Tal condição foi a de menor avanço, menor velocidade de corte e com o uso de fluido criogênico. Assim sendo, acredita-se que os fatores estão interligados e causaram tal mudança, supondo uma disputa entre os efeitos de

encruamento e amolecimento térmico que pode ocorrer em todas as condições e considerando que o efeito de encruamento prevaleça.

Primeiro, o avanço por dente de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$ fornece a maior relação r_β/f_z e, conseqüentemente, favorece a deformação plástica severa e o *ploughing* durante o fresamento, em detrimento do corte efetivo de material e formação do cavaco. Em seguida, temos as baixas velocidades de corte ($50 \text{ m}/\text{min}$, principalmente, mas também em $100 \text{ m}/\text{min}$), que mantém as temperaturas mais baixas na zona de corte. Também há a condição do material usinado (laminado e solubilizado), já que a condição soldada não apresentou alterações de dureza e microestrutura na subsuperfície (tais resultados serão apresentados em itens posteriores), o que endossa a importância do processamento e tratamentos térmicos nesse material. Por fim e não menos importante, o fluido criogênico, que funciona como uma espécie de catalizador no processo, uma vez que atua reduzindo as temperaturas da zona de corte e do material, fazendo com que as propriedades do material e as condições do corte se alterem.

Portanto, para as condições e materiais experimentados, julga-se que a não observância de uma dessas quatro condições irá impedir que as mudanças de dureza subsuperficial e, posteriormente será visto, as mudanças microestruturais ocorram.

4.2.2 Aço AISI 8620

Do mesmo modo como ocorreu na Liga 625 laminada não houve diferença significativa entre os valores de dureza na superfície, apesar de ter existido diferenças significativas entre a superfície e a subsuperfície do material em todos os casos (Figura 4.9). No entanto, é possível notar que o aumento de dureza percentual do aço AISI 8620 em relação à matriz (material de partida), na fase ferrita e no microconstituente perlita, é menor que o aumento de dureza na superfície da Liga 625 laminada.

O fresamento tangencial criogênico do aço AISI 8620 produziu tendência de variação de dureza em relação ao material de partida no avanço por dente de $12,5 \mu\text{m}/\text{dente}$, nas velocidades de corte de 50 e $100 \text{ m}/\text{min}$ (Figura 4.9 – a, b). Tais alterações ocorreram principalmente na perlita, chegando a profundidades de $150\text{-}200 \mu\text{m}$, dependendo da condição avaliada. Em contrapartida, no avanço por dente de $50 \mu\text{m}/\text{dente}$ não ocorreram mudanças significativas na dureza da subsuperfície (Figura 4.9) em nenhuma das velocidades de corte testadas, como também não ocorreu na ferrita e na perlita.

Com a aplicação de fluido de corte na forma de emulsão e em temperatura ambiente não ocorreram alterações na dureza subsuperficial em relação à matriz. Portanto, é possível afirmar que o fresamento criogênico foi eficiente na formação de uma camada com dureza superior à dureza do núcleo do material, em baixa e média velocidades de corte e baixo avanço (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$). Em contrapartida, a emulsão não trouxe efeito algum na dureza do material já a partir da profundidade de 50 μm (Figura 4.9).

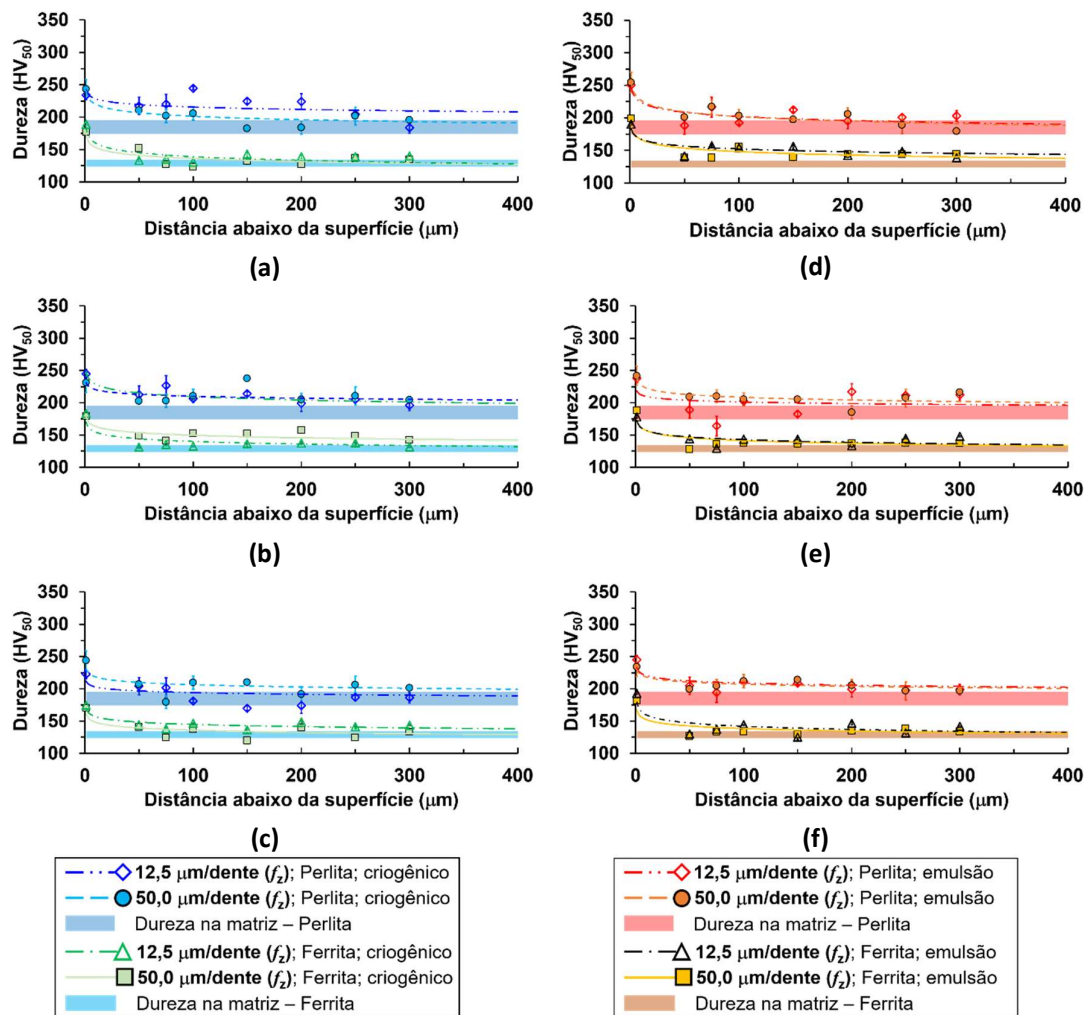


Figura 4.9 – Perfis de dureza medidos no aço AISI 8620 nas velocidades de corte de 50 m/min (a, d), 100 m/min (b, e) e 150 m/min (c, f) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.

Possivelmente características dos materiais, aliadas à velocidade de corte e avanço por dente, tendo como consequências alterações na taxa de deformação, geração e dissipação de calor estão afetando a resposta do material à solicitação termomecânica provocada pelo

processo de usinagem. Assim, tendo em vista que as condições em que houve alterações de dureza no material são as mesmas que para a superliga, acredita-se que baixos avanços (com consequente deformação plástica severa e *ploughing*), baixas velocidades de corte (com resultantes baixas temperaturas relativas), a condição do material e o fluido criogênico produziram tais alterações.

4.2.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625

A respeito dos resultados de dureza obtidos a partir do composto bimetálico, após o fresamento tangencial, é possível observar que de maneira geral há uma tendência de que a Liga 625 depositada possua menor dureza na subsuperfície em relação ao aço AISI 8620 (Figura 4.10). No entanto, a alteração da dureza superficial da superliga de níquel é mais pronunciada, resultando em valores de dureza superficiais maiores que os da liga de aço.

Além disso, podemos notar que somente a superfície do material foi afetada pela usinagem, considerando as condições de corte e o tipo de fluido aplicado (Figura 4.10 e Figura 4.11). Nesse sentido, o comportamento dos dois materiais que compõe o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 se assemelha ao comportamento apresentado em casos anteriores para o aço AISI 8620 e a Liga 625 em separado, em que a dureza superficial é muito maior do que a dureza subsuperficial, apesar de a subsuperfície não apresentar alterações de dureza significativas.

Nos mapas de dureza também é possível constatar a não homogeneidade do substrato do composto bimetálico. Tal fato já era esperado, uma vez que as medições foram realizadas na interface entre o material de base, o AISI 8620, e o material depositado por soldagem (*cladding*), a Liga 625. Há uma variação intrínseca e natural na microestrutura do composto, além de variabilidade na composição química dos materiais, uma vez que as medidas foram realizadas na região de diluição e em uma zona termicamente afetada. Além disso, devemos considerar o fato de que o material foi produzido em condições industriais, que a morfologia microestrutural de cada um dos materiais é bem parecida ao longo da seção transversal, mas que há variações naturais devido ao processo de obtenção (maiores detalhes serão apresentados posteriormente).

Ao contrário do que ocorreu com os materiais em separado, a Liga 625 laminada e o aço AISI 8620, a avaliação da dureza superficial (Figura 4.12) demonstrou que houve diferença significativa entre os valores, de acordo os parâmetros utilizados. Assim sendo, o

aumento da velocidade de corte provocou a redução da dureza superficial e, além do mais, que o fresamento criogênico e a Liga 625 tiveram durezas superiores à emulsão e ao AISI 8620, respectivamente. Por fim, os resultados mostram que somente o avanço por dente não interferiu na dureza superficial.

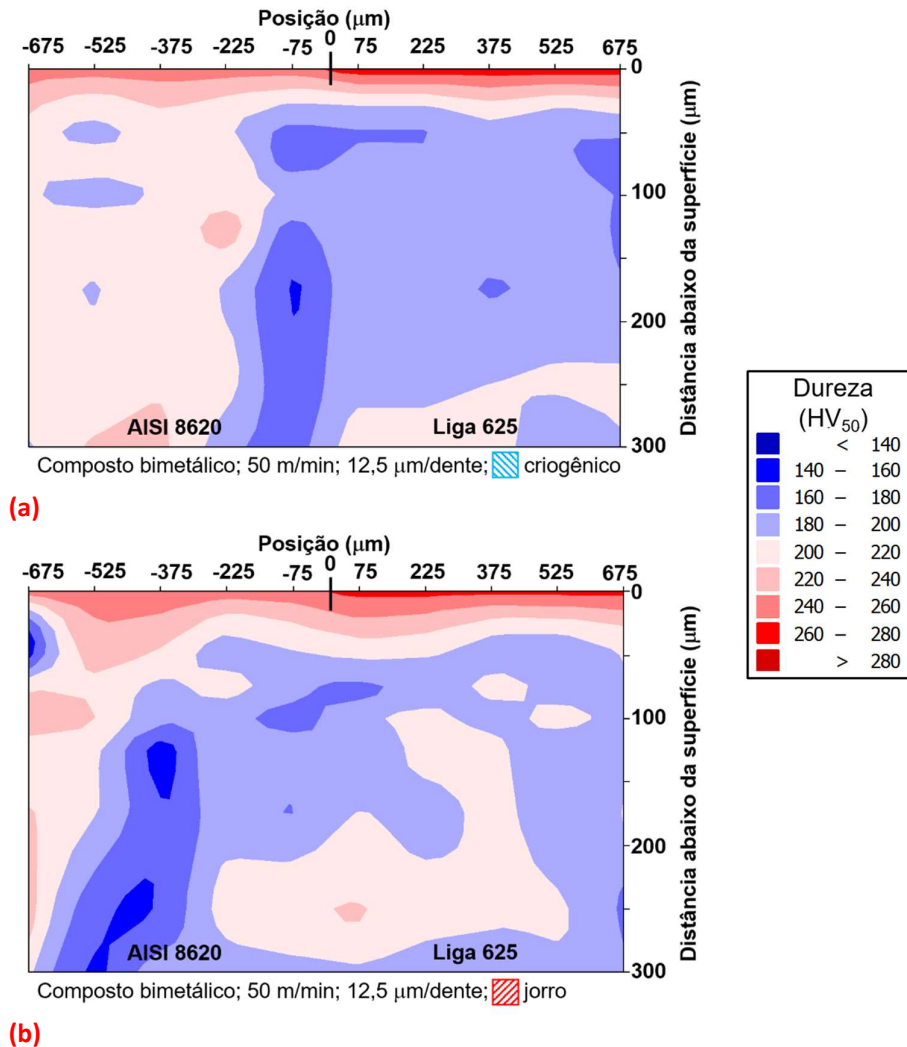


Figura 4.10 – Mapas de dureza subsuperficial para o composto bimetalico AISI 8620/Liga 625 comparando emulsão e criogênico em uma das condições testadas (Minitab® - Método Polinomial de Akima) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.

Enfim, a sensibilidade do composto bimetalico para sofrer alterações de dureza parece ter ficado restrita à uma região muito próxima à superfície dos corpos de prova. Tendo em vista que as condições de corte, a geometria da ferramenta e os tipos de fluido de corte utilizados terem sido os mesmos, sustenta-se que as propriedades dos materiais como

resultado do processo de obtenção e a falta de tratamento térmico posterior que melhorasse suas propriedades fizeram com que o material não tivesse mudanças de dureza e microestrutura (apresentadas posteriormente) na subsuperfície. Além disso, a condição de processamento da Liga 625 é diferente nos dois casos estudados e que, apesar desse material possuir grande tendência ao encruamento, as condições não foram suficientes para alterar a dureza subsuperficial dele no composto bimetálico ou o próprio material teve sua tendência ao encruamento e às modificações na microestrutura reduzidas.

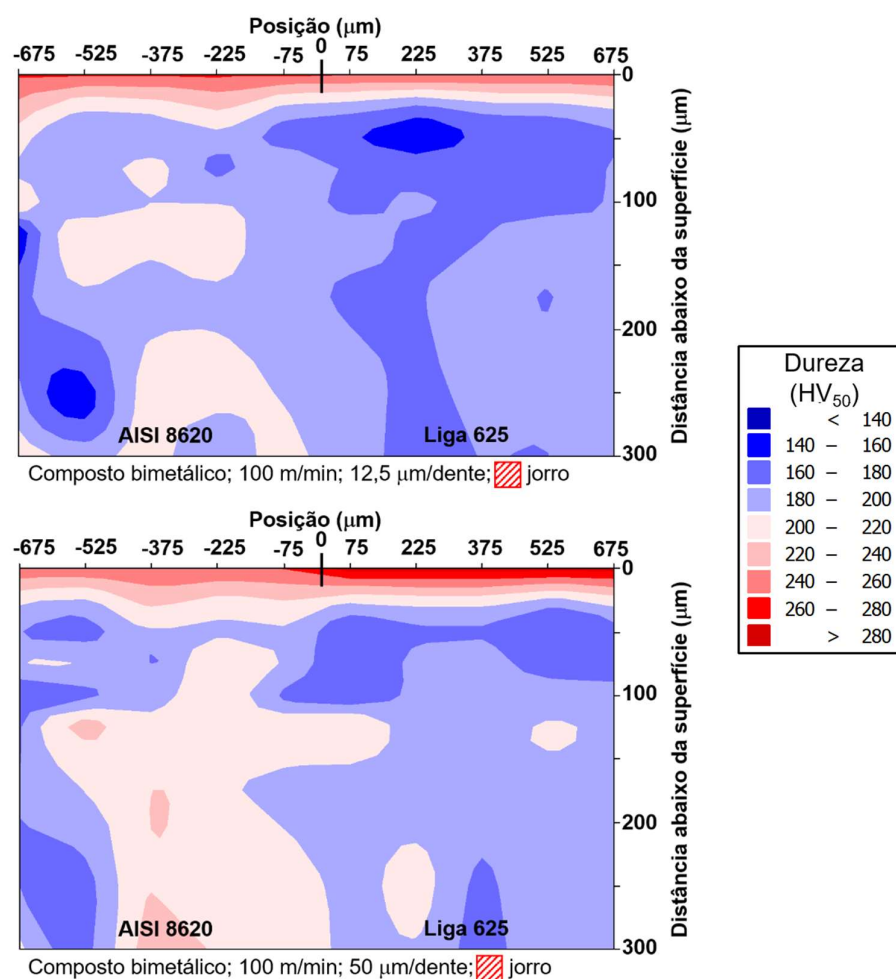


Figura 4.11 – Mapas de dureza subsuperficial para o composto bimetálico AISI 8620/Liga 625, comparando os dois avanços por dente utilizados em uma das condições testadas (Minitab® - Método Polinomial de Akima) – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.

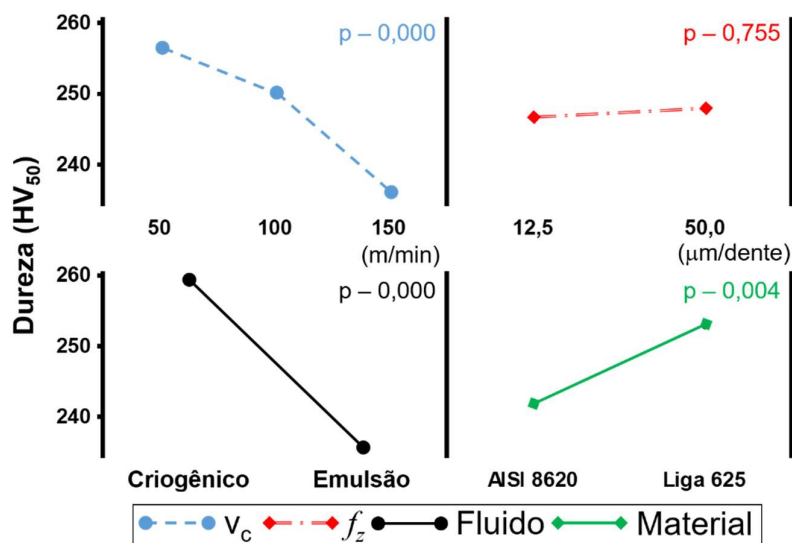


Figura 4.12 – Variação de dureza superficial no composto bimetálico em função dos parâmetros variados no experimento, com os respectivos valores p demonstrando aqueles que possuem alteração estatisticamente significativa (velocidade de corte, fluido e material), baseado na ANOVA – 50 gf foi a carga utilizada no ensaio.

4.2.4 Síntese do fresamento tangencial criogênico *versus* emulsão

De maneira geral o fluido criogênico apresentou melhor desempenho que a emulsão no quesito alteração de dureza, aumentando a dureza superficial e subsuperficial. Por exemplo, maior dureza significa tensões compressivas na superfície, o que, em tese, poderia melhorar o desempenho em fadiga. Tais alterações ocorreram em velocidades de corte menores (50 e 100 m/min) e no menor avanço (12,5 μm/dente). No entanto, estas alterações também parecem ser bastante dependentes do material e de sua condição de processamento, não tendo ocorrido em todas as condições.

O nitrogênio possui uma tendência alta de se tornar gás ao entrar em contato com o meio ambiente, ou seja, o aumento da velocidade de corte pode dificultar o acesso do fluido à região de corte pelo efeito da centrifugação. Assim, esse poderia ser um dos motivos que levaram à redução da eficiência do fresamento criogênico com o aumento da velocidade de corte. Além do mais, os dois parâmetros alterados durante os ensaios podem causar mudanças relevantes na maneira como o processo de corte se dá, já que, por exemplo, a variação de velocidade de corte está diretamente relacionada com o aumento de temperatura no processo de corte e maiores velocidades de corte tendem a produzir maiores temperaturas e considerando o aumento do efeito de centrifugação, pode ser que o fluido criogênico tenha deixado de ser tão eficiente quanto em situações de baixas velocidades de corte. Já no que

diz respeito ao avanço por dente, menores avanços querem dizer menos corte e mais deformação, uma vez que relação entre avanço por dente e raio de aresta passa a ser alto. A maior deformação aliada ao uso de nitrogênio pode ter influenciado a manutenção da dureza em níveis maiores.

Devemos lembrar que para o composto bimetálico a análise se restringe à zona de transição entre os materiais (AISI 8620 e Liga 625) e uma região muito próxima a ela. Além disso, que devido ao processo de obtenção da liga existe uma região de diluição e uma zona termicamente afetada. Portanto, devemos considerar que à medida que nos afastamos da zona de transição a mistura de elementos de cada um dos componentes AISI 8620/Liga 625 tende a diminuir, até certo ponto em que não haverá mais elementos de diluição. Nesse sentido, a observação do conjunto dos materiais testados é importante, já que a tendência é que ocorram diferentes comportamentos durante o fresamento desse material, quando a usinagem for realizada em espessuras maiores.

4.3 Análise Microestrutural

Até o presente estágio foram apresentados resultados relativos à rugosidade e à aparência das superfícies geradas. Além disso, foram expostos os resultados de dureza superficial e subsuperficial. Neste subitem será realizada a avaliação da morfologia das microestruturas geradas pelo processo de usinagem em cada um dos materiais testados e nas diversas condições avaliadas, além de análises baseadas em espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

Nesse contexto, a Tabela 4.1, Tabela 4.2, Tabela 4.3 e Tabela 4.4, a seguir, resumem o comportamento da dureza superficial e subsuperficial e o que ocorreu com a morfologia microestrutural subsuperficial após o corte. Optamos por comparar as condições em que houve alterações com aquelas em que não houve mudanças de dureza subsuperficial, na tentativa de explicar a razão de tal diferença. Os resultados de microestrutura demonstram que há uma relação entre a alteração de dureza subsuperficial e mudanças na morfologia microestrutural.

Tabela 4.1 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – **Liga 625 laminada**.

	v_c (m/min)	Variável	Criogênico		Emulsão	
			12,5	50,0	12,5	50,0
			($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)
Liga 625	50	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✓	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✓	✗	✗	✗
	100	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✓	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✓	✗	✗	✗
	150	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗

✓ – foi afetado; ✗ – não foi afetado significativamente.

Tabela 4.2 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – **aço AISI 8620**.

	v_c (m/min)	Variável	Criogênico		Emulsão	
			12,5	50,0	12,5	50,0
			($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)	($\mu\text{m}/\text{dente}$)
AISI 8620	50	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✓	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✓	✗	✗	✗
	100	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✓	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✓	✗	✗	✗
	150	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗

✓ – foi afetado; ✗ – não foi afetado significativamente.

Tabela 4.3 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – **composto bimetálico/AISI 8620**.

Composto bimetálico/AISI 8620	v _c (m/min)	Variável	Criogênico		Emulsão	
			12,5	50,0	12,5	50,0
			(μm/dente)	(μm/dente)	(μm/dente)	(μm/dente)
	50	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗
	100	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗
	150	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗

✓ – foi afetado; ✗ – não foi afetado significativamente.

Tabela 4.4 – Tabela de comparação entre a condição do material após a usinagem em relação à condição anterior ao corte, demonstrando se houve ou não alteração da variável avaliada – **composto bimetálico/Liga 625**.

Composto bimetálico/Liga 625	v _c (m/min)	Variável	Criogênico		Emulsão	
			12,5	50,0	12,5	50,0
			(μm/dente)	(μm/dente)	(μm/dente)	(μm/dente)
	50	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗
	100	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗
	150	HV superficial	✓	✓	✓	✓
		HV subsuperficial	✗	✗	✗	✗
		Morfologia microestrutural subsuperficial	✗	✗	✗	✗

✓ – foi afetado; ✗ – não foi afetado significativamente.

Quanto à microestrutura, a primeira análise realizada foi o de tamanho dos grãos ao longo da seção transversal, da superfície para o núcleo, por meio do método da interseção e conforme a norma ASTM E112-13 (ASTM, 2014). Tais alterações nos materiais testados poderiam ter impacto sobre propriedades importantes, como a dureza: investigada anteriormente e que sofreu alterações em condições específicas. No entanto, não foram observadas modificações nesse parâmetro, após avaliação das micrografias obtidas via MEV. Assim, prosseguiu-se com a análise microestrutural das imagens.

4.3.1 Liga 625 laminada

No que diz respeito à Liga 625 laminada, como mostrado na Figura 4.8 e Tabela 4.1, as duas condições que apresentaram alterações na dureza subsuperficial foram àquelas em que o fluido criogênico foi utilizado. Além disso, tais mudanças ocorreram nas velocidades de corte de 100 e 50 m/min (de forma mais pronunciada) e no menor avanço por dente (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$). Dessa forma, foi realizada a comparação das microestruturas nessas condições com aquelas em que a dureza não sofreu alteração.

Ao que tudo indica, nas condições em que a Liga 625 laminada sofreu alteração de dureza subsuperficial significativa também houve alterações na morfologia da microestrutura. Essas alterações ocorreram próximo à superfície e variaram conforme a condição analisada, possuindo maior espessura média, na menor velocidade de corte, que foi usada como exemplo na Figura 4.13. Em contrapartida, nas outras condições as micrografias indicam que a camada visualmente afetada foi muito pequena, inviabilizando sua análise em MEV.

Nas imagens apresentadas na Figura 4.14, há em comum o fato de que os contornos de grão são bem visíveis, principalmente nas condições representadas pelas imagens “b” e “c”. Por outro lado, houve dificuldade ou não foi possível determinar os contornos de grão nas amostras que tiveram a morfologia da microestrutura bastante afetada, como apresentado na Figura 4.13, isso tem relação com a capacidade de definição dessa região supostamente deformada em MEV. Aparentemente, há uma camada afetada logo abaixo da superfície e seu efeito tende a se prolongar no material em uma zona abaixo dessa camada visualmente deformada, como leva a crer os dados de dureza da subsuperfície.

Ademais, também é possível notar (Figura 4.13 e Figura 4.14) uma série de diferentes precipitados presentes na matriz da Liga 625. As maiores partículas, com 5-20 μm , estão

dispersas, enquanto as menores com cerca de 1-2 μm estão localizadas nos contornos de grão.

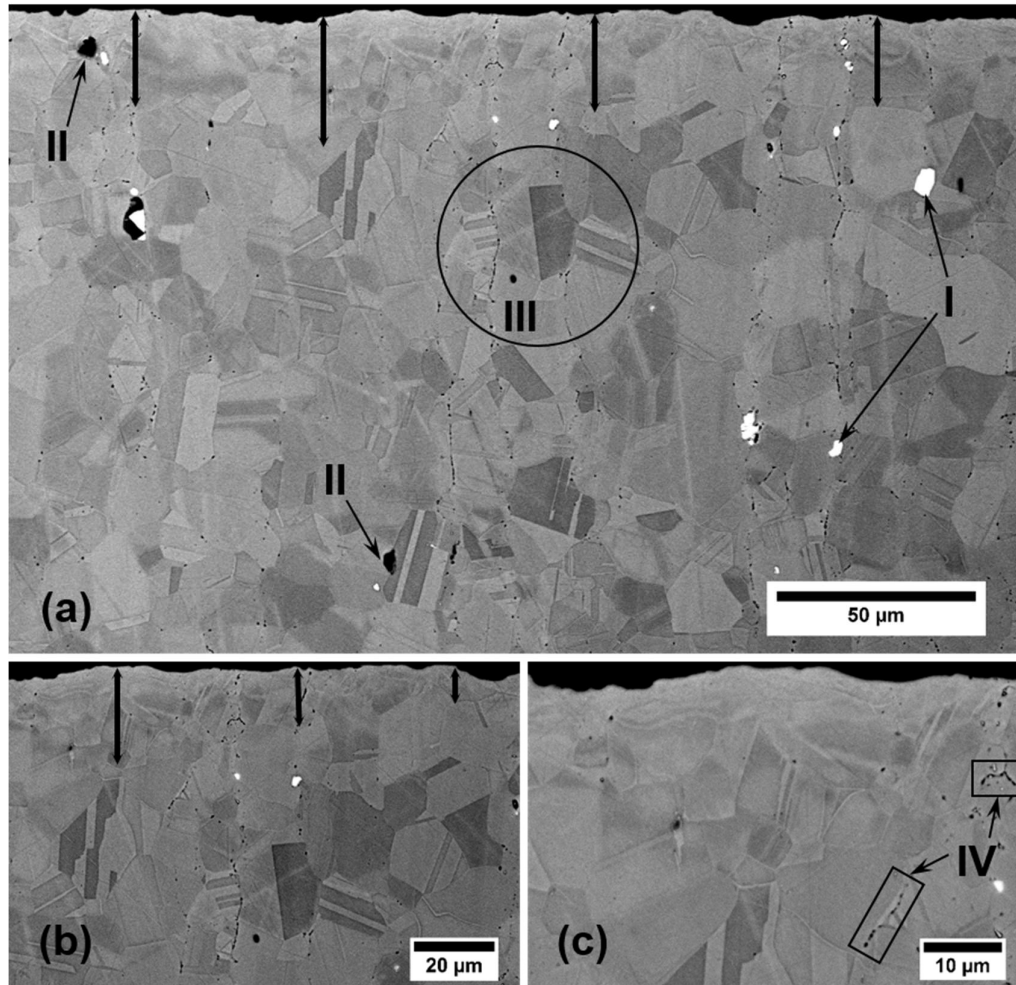


Figura 4.13 – Mudança na morfologia microestrutural da Liga 625 (identificada pelas setas), próximo à superfície e após o fresamento criogênico, utilizando-se: v_c de 50 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$. (a) Panorama da microestrutura geral (superfície e núcleo) do material, com precipitados ricos em Nb (I) e Ti, Nb (II), além de maclas (III) uniformemente distribuídas na matriz; (b) e (c) detalhes da camada afetada pelo fresamento e, ainda em (c), precipitados ricos em Ti, Nb nos contornos de grão (IV). (Ataque químico – glicerrégia)

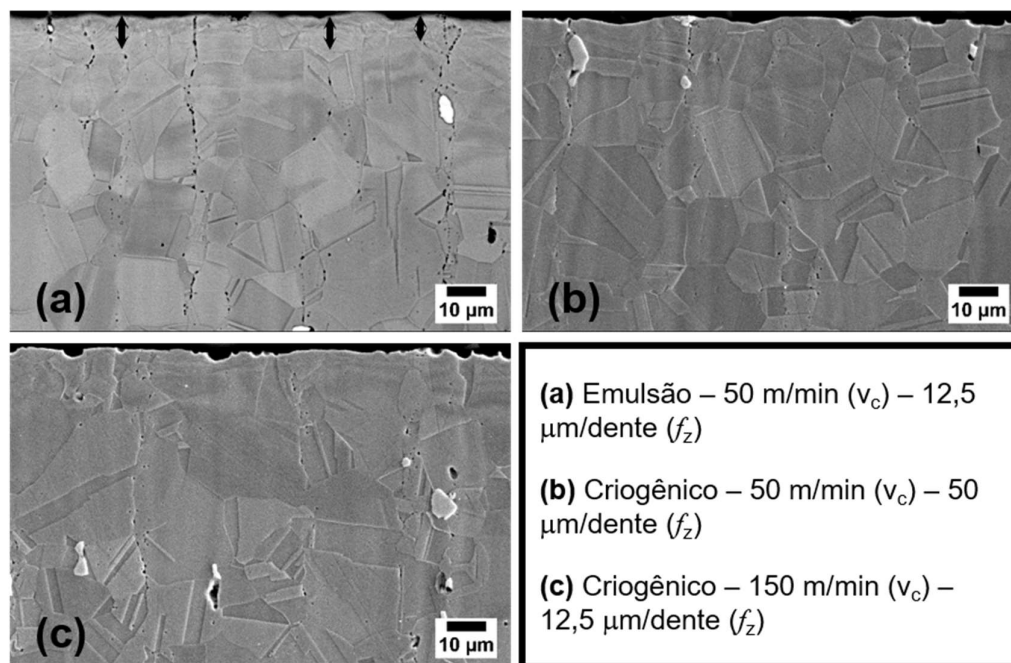


Figura 4.14 – Morfologia microestrutural da Liga 625 sem mudanças significativas próximo à região de corte. (a) setas apresentando a pequena camada afetada e (b e c) praticamente sem camada afetada com os grãos do material bem visíveis próximo à superfície. (Ataque químico – glicerrégia)

Pode ser notado, na Figura 4.13-a-I (próximo à superfície) e na Figura 4.15 (logo acima do precipitado “1”), que esses precipitados interferiram na resposta do material ao processo de usinagem, nesse caso, mudando o comportamento da deformação próximo à superfície. Para o caso específico da Figura 4.15 é possível notar que na área logo acima do precipitado “1”, um elemento rico em nióbio, não há a definição de contornos de grão, mas que no restante da área que circunda essa partícula é possível identificar os contornos com relativa clareza. Além disso, ainda há uma série de precipitados que se concentram nos contornos de grão e que podem ter a capacidade de dificultar o movimento de discordâncias e também auxiliar nas mudanças de morfologia da microestrutura próximo à região de corte.

Outro fato interessante a ser destacado a respeito do precipitado 1 da Figura 4.15 é que há a presença de trincas e a própria quebra do precipitado, também indicando o efeito da usinagem na região.

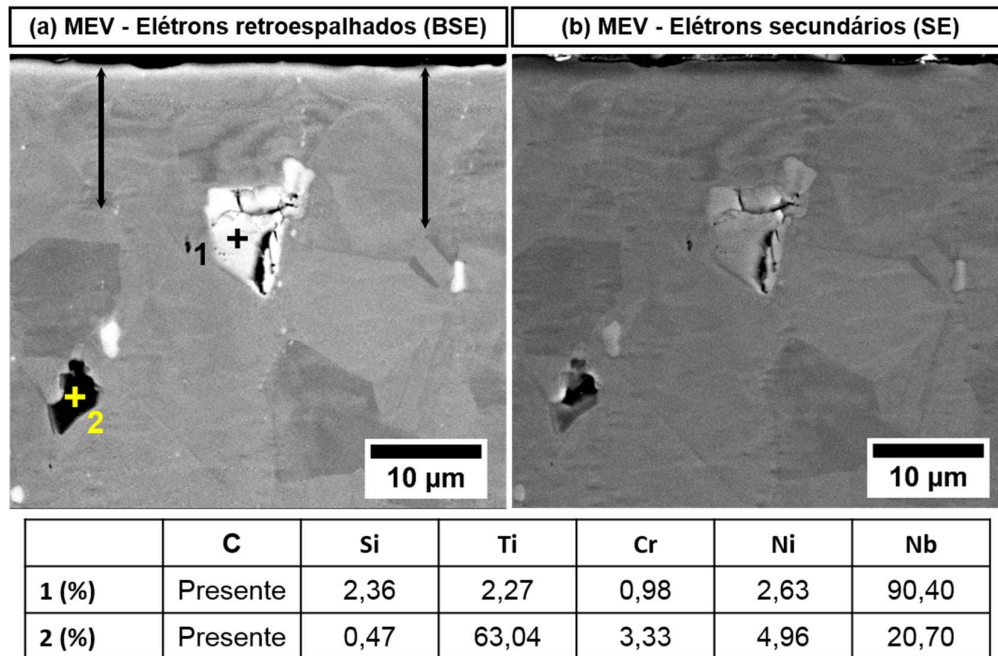


Figura 4.15 – Detalhe dos dois tipos de partículas principais de partículas presentes na Liga 625 e seus principais componentes químicos. (a) imagem adquirida via microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizando elétrons retroespalhados (BSE); (b) a mesma imagem em elétrons secundários (SE). Logo abaixo às imagens “a” e “b” estão os dados relativos à análise de composição química das partículas “1” e “2” feita por EDS. (Sem ataque químico.)

A Figura 4.15 e Figura 4.16 apresentam exemplos específicos dos dois tipos principais de precipitados presentes na matriz da Liga 625 laminada. Nelas é possível perceber a diversidade de formas, tamanho e distribuição de tais partículas próximo à região de corte.

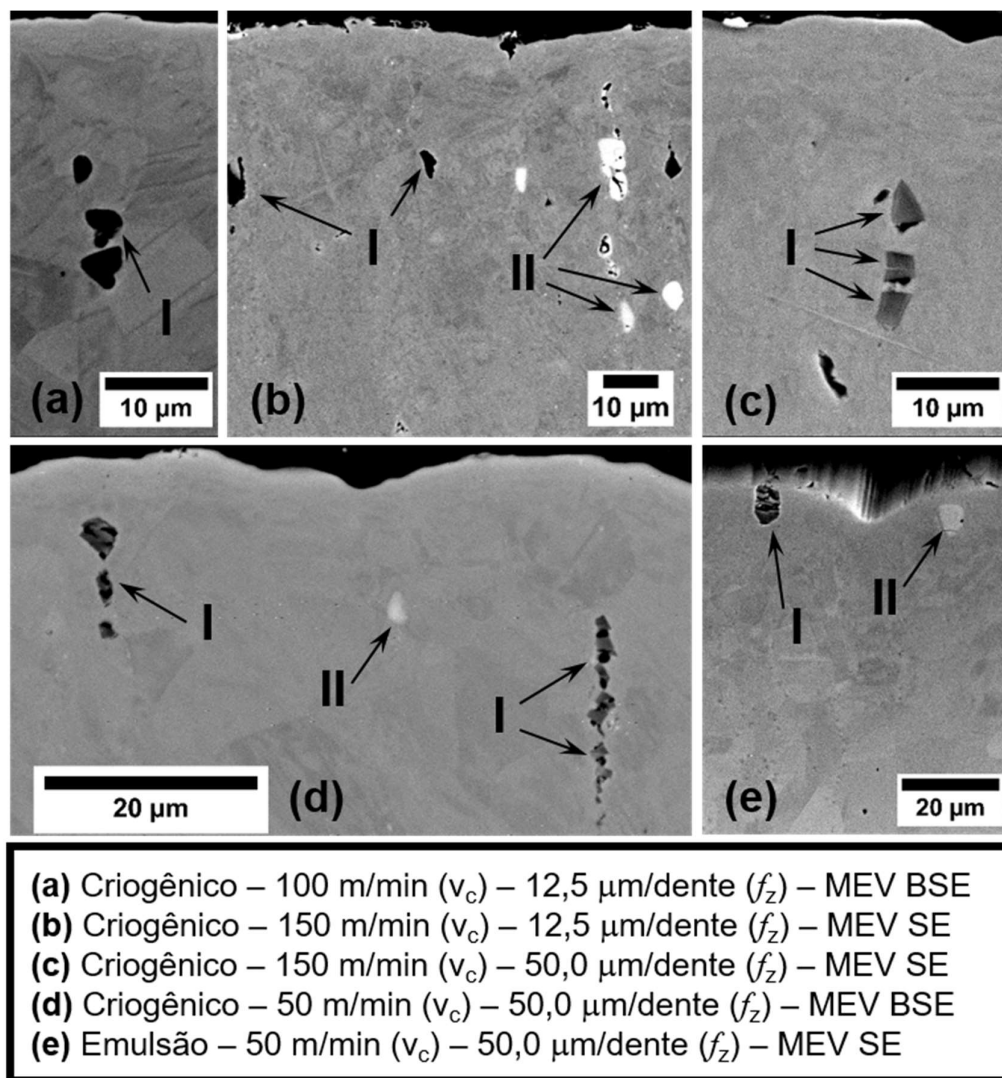


Figura 4.16 – Detalhes das principais partículas presentes na matriz do material distribuídas próximo à região de corte, com diversos tamanhos, formas e localizações. (I) Precipitados com grande percentual de titânio, mais nióbio; (II) Precipitados predominantemente compostos por nióbio. (Sem ataque químico.)

4.3.2 Aço AISI 8620

Quanto ao aço AISI 8620, como mostrado na Figura 4.9 e Tabela 4.2, é possível afirmar que, assim como ocorreu na Liga 625 laminada, apenas o fluido criogênico foi capaz de alterar a dureza subsuperficial e a morfologia da microestrutura de forma significativa. Além disso, que tais mudanças ocorreram nas mesmas condições que na Liga 625 laminada, ou seja, em baixas velocidades de corte (50 e 100 m/min) e baixo avanço por dente (12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$). Entretanto, a alteração visual da microestrutura do aço AISI 8620 (3-6 μm) não foi tão profunda quanto na Liga 625 laminada (10-20 μm).

A Figura 4.17 e a Figura 4.18 comparam as microestruturas em diversas condições, casos que foram afetadas pela usinagem (Figura 4.17) e nas que não foram (Figura 4.18), assim como foi feito para a Liga 625 laminada. Assim sendo, é possível notar que, nos casos em que ocorreu alteração, há uma camada deformada próximo à superfície (indicadas pelas setas na Figura 4.17) e que o efeito se prolonga abaixo dessa camada, podendo ser constatado pela aparente mudança de orientação das lamelas da perlita (Figura 4.17-a-I). Além disso, foi observado que o efeito da usinagem sobre a camada visualmente afetada foi menor na ferrita, ou seja, enquanto a camada afetada média medida na perlita variou entre 3-6 μm , ela tendia a ter valores menores na ferrita ou, simplesmente, não foi detectada em algumas regiões da amostra. Tal efeito pode ter sido devido à diferença na propriedade nas fases, mas também pode ter sido causado apenas pela aparência dos constituintes em microscópio, uma vez que como há as lamelas na perlita a visualização da deformação fica facilitada, o que não ocorre na perlita.

Por fim, nas condições em que não houve variações significativas de dureza na subsuperfície, assim como para a Liga 625 laminada, também não apresentaram camadas afetadas significativas que pudessem ser consideradas como resultado do processo de usinagem, como pode ser visto na Figura 4.18.

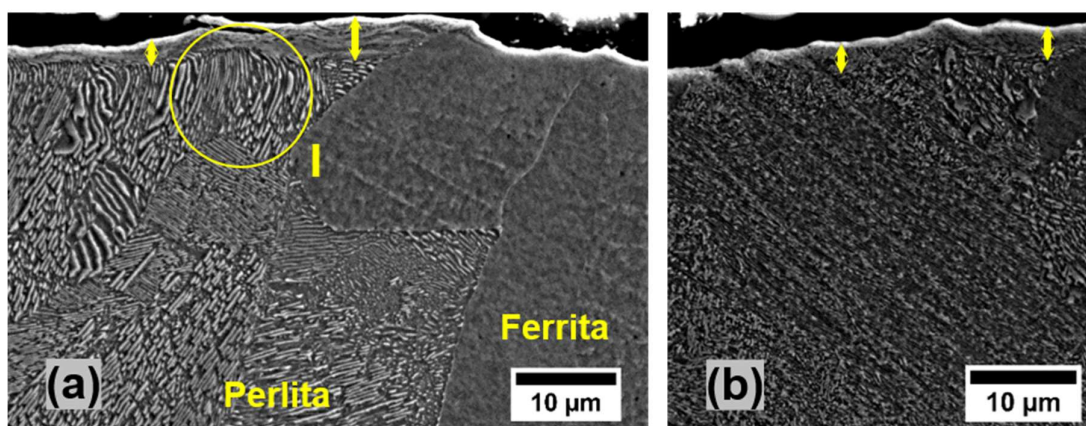


Figura 4.17 – Mudança na morfologia microestrutural do aço AISI 8620, próximo à superfície e após o fresamento criogênico. (a) v_c de 50 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, com a camada altamente deformada próximo à superfície indicada pelas setas e destaque para uma região onde as lamelas da perlita foram afetadas pela deformação (I); (b) v_c de 100 m/min e f_z de 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, detalhe de perlita fina com a camada deformada pela usinagem e logo abaixo dessa camada uma região em que as lamelas finas foram afetadas pela usinagem. (Ataque químico – Nital 2%)

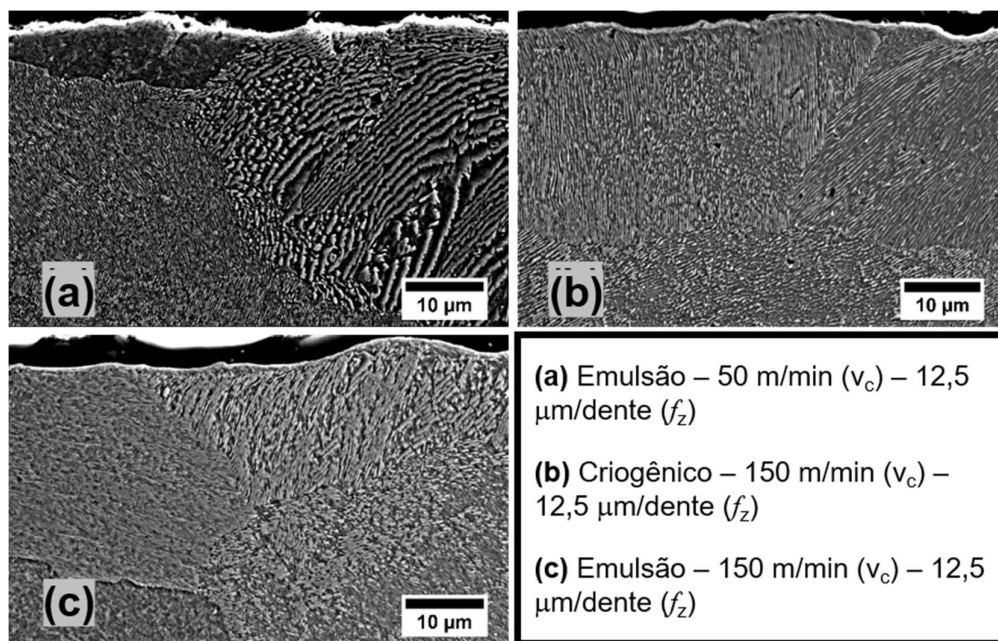


Figura 4.18 – Morfologia microestrutural do aço AISI 8620 sem mudanças significativas próximo à região de corte. (Ataque químico – Nital 2%)

4.3.3 Composto bimetálico AISI 8620/Liga 625

A Tabela 4.3 e a Tabela 4.4 resumem os resultados relativos ao composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 no que diz respeito à dureza superficial, dureza subsuperficial e à morfologia da microestrutura.

A Figura 4.10 e a Figura 4.11 mostram que não houve alterações relativas à usinagem na dureza da subsuperfície do composto bimetálico nas condições testadas, com fluido criogênico e emulsão. No entanto, por meio dessas figuras, foi exposto que há uma variação considerável na dureza subsuperficial do material, dependendo da região em que foi medida. Nesse sentido, as figuras a seguir, podem justificar essa grande variação na dureza da subsuperfície do composto bimetálico/Liga 625 (Figura 4.19, Figura 4.20, Figura 4.21 e Figura 4.22), principalmente, e do composto bimetálico/AISI 8620 (Figura 4.25 e Figura 4.26) nas regiões próximo à interface soldada e na Liga 625 devido à soldagem de múltiplas camadas.

Deve ser evidenciado que na região de interface, entre o AISI 8620 e a Liga 625, não há homogeneidade na microestrutura dos materiais e essa diferença está intrinsicamente relacionada com o processo de soldagem do material. Assim, é possível supor que diferenças

na microestrutura sejam as responsáveis pelas variações de valores de dureza do AISI 8620, mas mais para as da Liga 625 no composto bimetálico (Figura 4.19 e Figura 4.20).

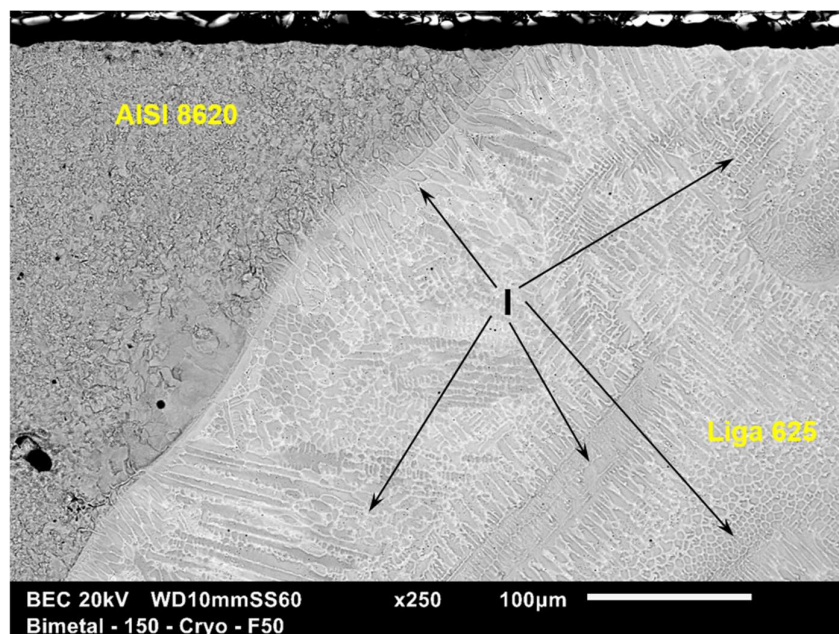


Figura 4.19 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625, com ênfase nas diferentes morfologias de microestrutura na Liga 625 em uma mesma região. (Ataque químico – glicerrégia)

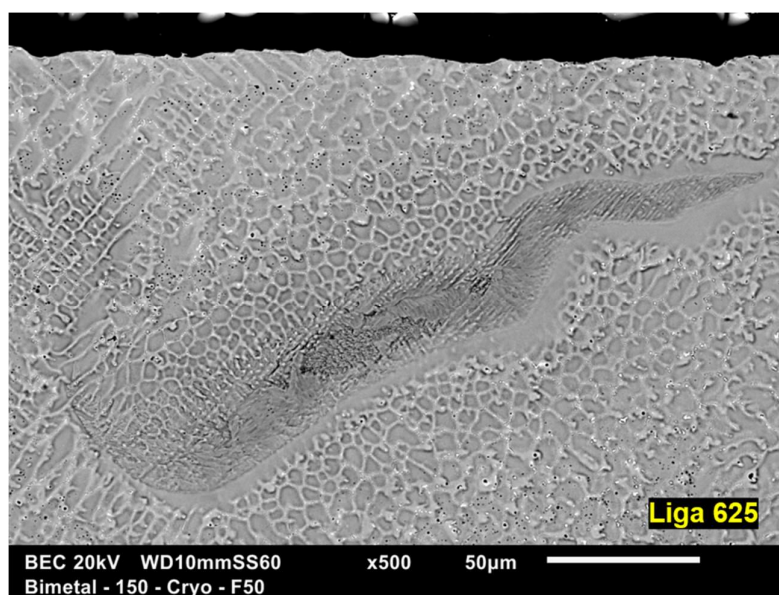


Figura 4.20 – Região fora da zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625 demonstrando a não uniformidade da morfologia microestrutural da Liga 625. (Ataque químico – glicerrégia)

A microestrutura do composto bimetálico/Liga 625 é bastante diferente da microestrutura encontrada na Liga 625 laminada (Figura 4.13). Nela, de maneira geral, há regiões da fase CFC γ e segregação de elementos químicos para regiões interdendríticas. Assim, os elementos segregados tendem a formar novas fases, que são potencialmente prejudiciais à resistência mecânica do material, tais como: a fase Laves, que pode induzir trincas no material (Figura 4.21 – I); a fase δ (Figura 4.21 – II) em formato de agulhas; além dos poros (Figura 4.21 – III) devido ao processo de deposição por solda, todas elas tendem a prejudicar as propriedades do material.

A formação da matriz do material, CFC γ , se dá por meio do crescimento de dendritas e como a cinética química favorece a segregação de determinados elementos químicos durante o resfriamento, esses componentes vão sendo segregados para regiões interdendríticas (Figura 4.22, Figura 4.23 e Figura 4.24). Além disso, mapas de composição química via EDS indicam a presença de poucos precipitados que podem ser carbonetos e confirmam a presença de nióbio (Figura 4.23 e Figura 4.24) como elemento principal nas partículas indicadas na Figura 4.21-II e Figura 4.22-a,b.

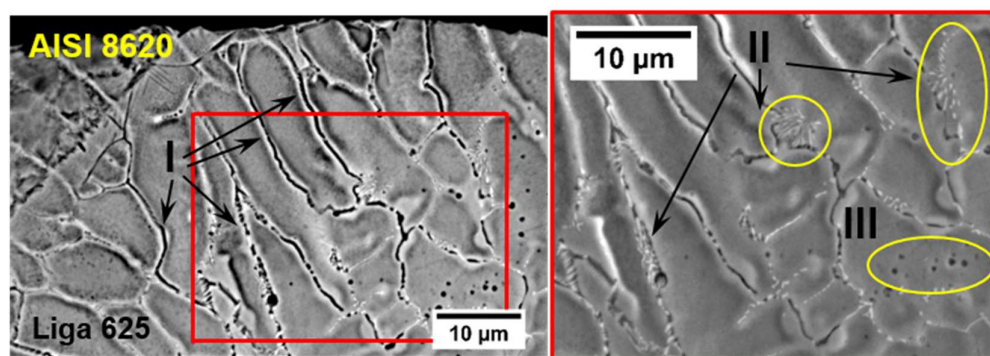


Figura 4.21 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625 depositada, evidenciando a segregação dos elementos para regiões interdendríticas da matriz CFC γ . (II) Segregação e trincas no contorno de um grão em formação, indicando a presença de fase Laves; (II) Partículas segregadas, cuja forma de agulhas se assemelha à fase δ ; (III) Presença de grande quantidade de poros na matriz. A imagem da esquerda foi feita com elétrons retroespalhados e a da direita com elétrons secundários. (150 m/min, 12,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, fresamento criogênico; Ataque químico – glicerrégia)

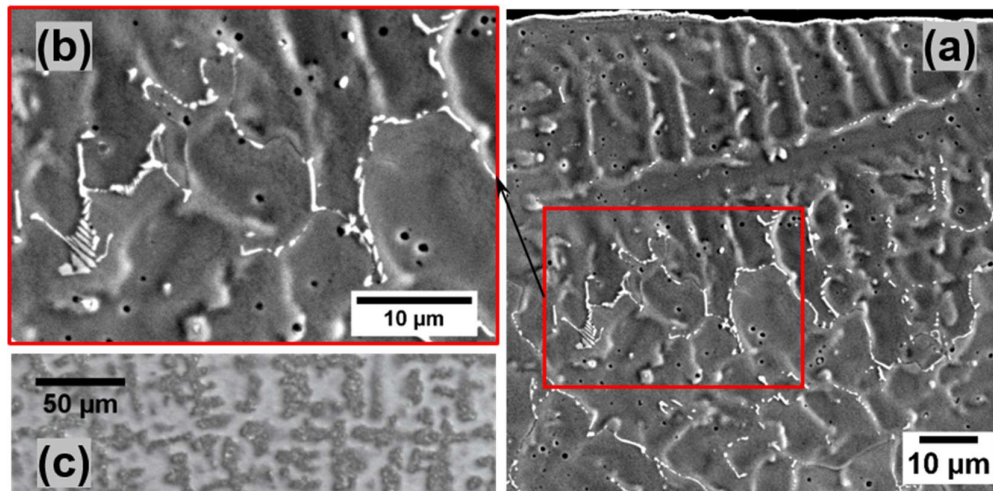


Figura 4.22 – Região fora da zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625: (a) imagem MEV demonstrando a grande presença de poros na Liga 625, mas principalmente evidenciando a segregação de elementos para zonas interdendríticas, uma vez que os grãos não chegam a se formar completamente; (b) imagem MEV em detalhe da segregação de elementos e a presença da fase Laves; e (c) imagem por microscopia óptica mostrando a formação dendrítica do material. (Liga 625, 150 m/min, 12,5 µm/dente, fresamento criogênico; Ataque químico – glicerrégia)

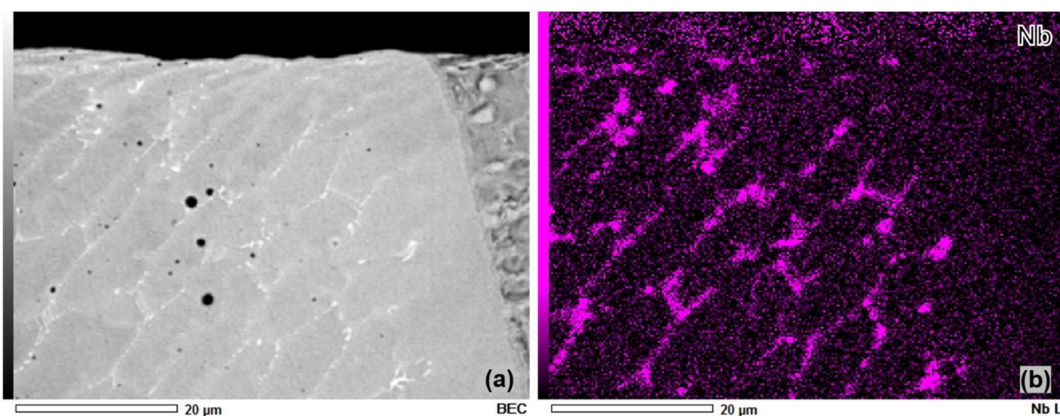


Figura 4.23 – Imagem em elétrons retroespalhados na região de interface entre AISI 8620 e Liga 625 (a) com respectivo mapa químico para o elemento químico nióbio (Nb) produzido por EDS (b), mostrando a segregação desse elemento formador de fases deletérias às propriedades do material, como a fase Laves.

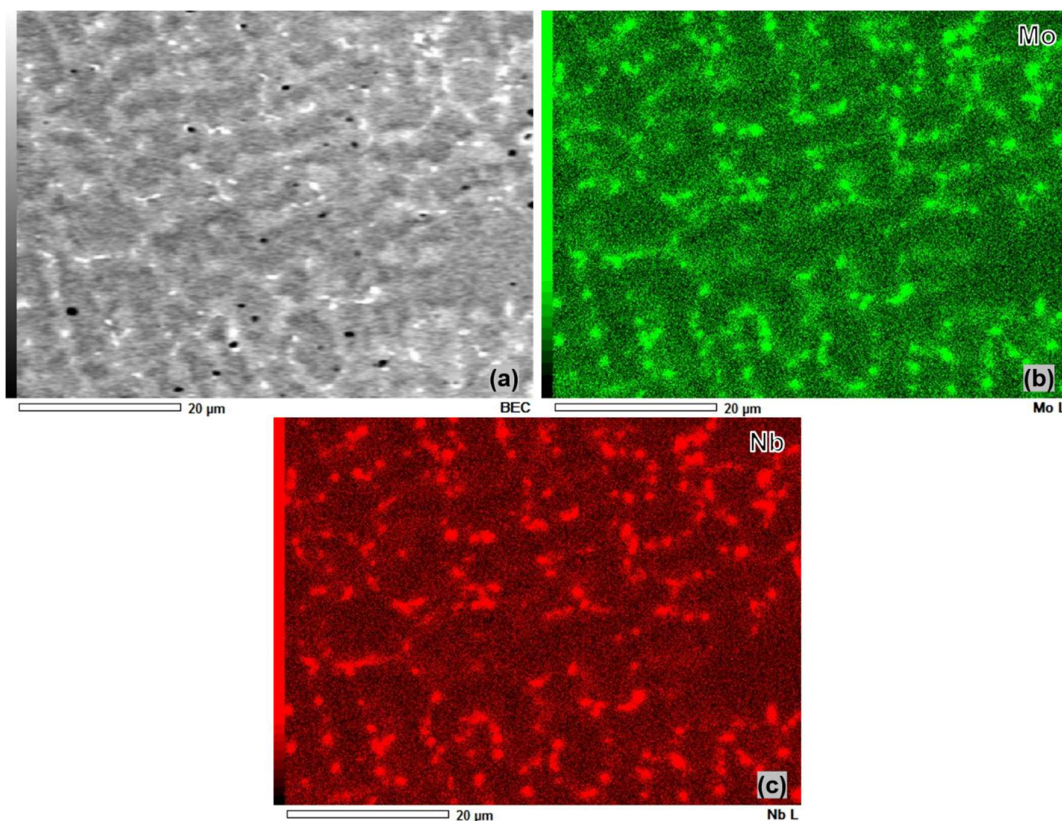


Figura 4.24 – Imagem em elétrons retroespalhados fora da interface entre AISI 8620 e Liga 625 (a) com respectivo mapa químico para o elemento químico molibdênio (b) e nióbio (c) produzidos por EDS, mostrando a segregação desses elementos formadores de fases deletérias às propriedades do material, como a fase Laves.

Quanto ao aço AISI 8620 no composto bimetalico foi possível observar que as maiores mudanças microestruturais ocorreram próximas à região de interface. Há a tendência de que elementos químicos da Liga 625 soldada apareçam na parte que é predominantemente aço, como pode ser visto na Figura 4.25. Além disso, o processo de deposição provocou o refino dos grãos no aço próximo à região de interface (Figura 4.26-a, b) e após essa região os grãos passam a ter maiores dimensões. A Figura 4.26-c mostra a mudança na microestrutura da região próxima a interface com a Liga 625, em que o AISI 8620 deixa de ter perlitas mais grosseiras como no AISI 8620 forjado e passa a ter perlitas mais finas.

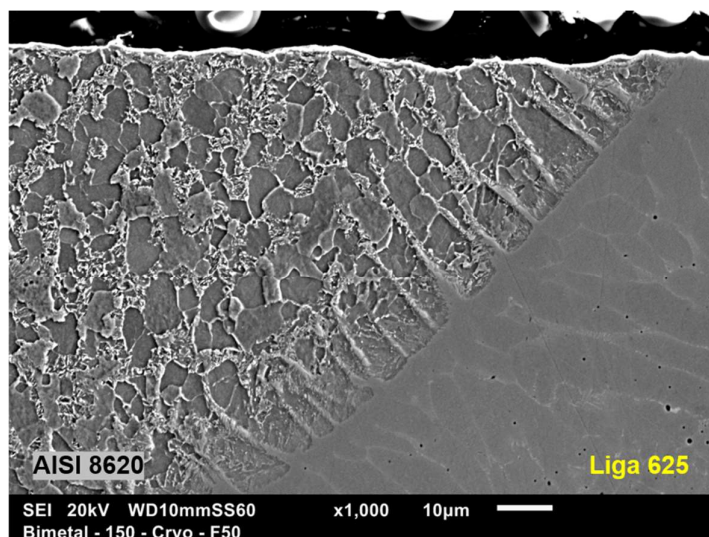


Figura 4.25 – Zona de interface entre o AISI 8620 e a Liga 625, mostrando a interferência do processo de deposição e da própria Liga 625 sobre a microestrutura do material de base AISI 8620. (Ataque químico – Nital 2%)

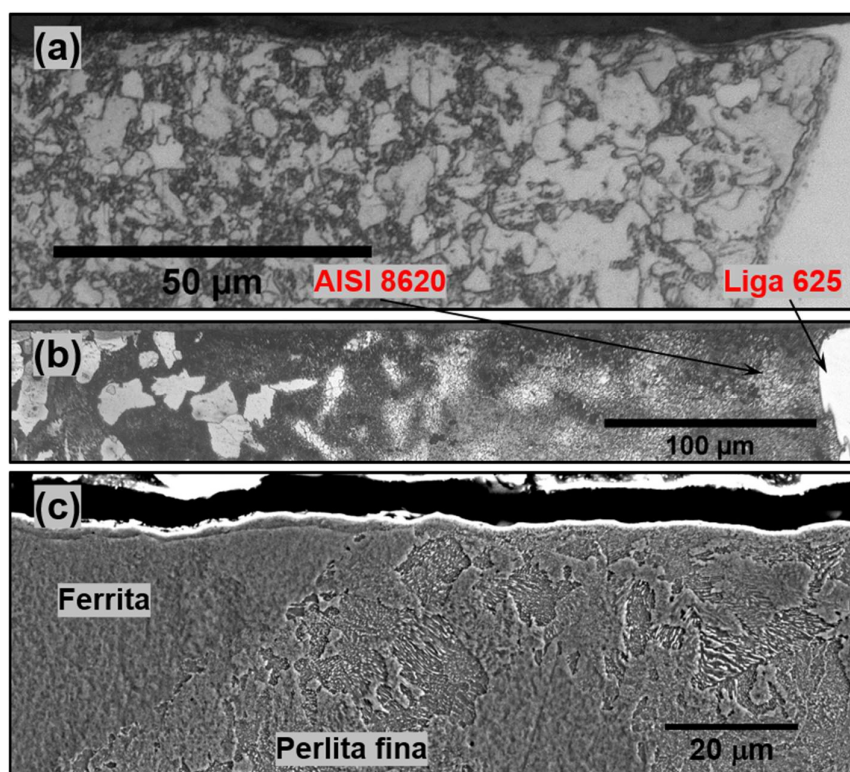


Figura 4.26 – Variação microestrutural na região de interface AISI 8620/Liga 625 no composto bimetalico via microscopia óptica: (a) detalhe dos grãos de perlita e ferrita; (b) modificação microestrutural com refinamento dos grãos próximo à interface. Usando microscopia eletrônica, (c) o detalhe da perlita fina presente na zona de interface. (Ataque químico – Nital 2%)

4.3.4 Síntese da análise microestrutural

De maneira geral o fresamento tangencial criogênico foi eficiente em alterar a morfologia da microestrutura e, também, a dureza do material em baixas velocidades de corte e baixo avanço. No entanto, tais alterações parecem estar particularmente relacionadas ao material, suas propriedades e a forma de processamento das ligas. Nesse sentido, foi possível notar que na Liga 625 laminada o efeito da usinagem foi mais pronunciado e que, aparentemente, as partículas precipitadas tiveram papel importante nessas alterações. Afinal, não ocorreram alterações semelhantes na microestrutura do composto bimetálico/Liga 625 e esse material tende a ter propriedades distintas da liga que foi solubilizada.

Quanto ao AISI 8620 foi possível notar que o efeito da usinagem na perlita é mais evidente e difícil de ser demonstrado na ferrita. Ambos os constituintes, perlita e ferrita, tendem a ter propriedades distintas, com a ferrita sendo mais mole que a perlita. Além disso, a perlita tem a vantagem de possuir as lamelas que auxiliam na visualização da deformação no AISI 8620 e a ferrita tende a sofrer maior recuperação elástica. Em contrapartida, para o composto bimetálico/AISI 8620 não foram constatadas mudanças significativas de microestrutura e isso também deve estar relacionado às propriedades do material que, muito provavelmente, são afetadas pelo processo de deposição da Liga 625 durante o processo de soldagem e resfriamento.

Faz-se, ainda, referência à *Tabela 4.5* com os resultados de composição química dos materiais, tendo como base os principais componentes de cada liga avaliados por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Na *Tabela 4.5*, o que mais chama a atenção é a diferença entre a composição química da Liga 625 na condição laminada e solubilizada e na condição soldada (*cladding*), próximo da interface soldada e afastada dela. De fato, o processo de soldagem acabou afetando bastante a composição da superliga de níquel na região próxima à interface, com redução significativa do teor de níquel e aumento do teor de ferro. No entanto, é preciso ter em mente que ao se afastar dessa região a tendência é de o processo de difusão tenha reduzido e que a presença de ferro vá diminuindo, ou seja, a composição química do composto bimetálico/Liga 625 voltaria a ser próxima da composição da Liga 625 laminada.

Tabela 4.5 – Composição química (% em massa) dos materiais utilizados no trabalho realizada por espectroscopia de energia dispersiva (EDS²).

	Al	Cr	Fe	Mn	Mo	Nb	Ni	Si	Ti	C
Liga 625	0,18	22,9	4,42		6,81		65,2	0,28	0,21	
Comp. bimetálico/Liga 625 (A)	0,46	12,77	46,48	0,84	4,95	2,34	31,75	0,37	0,04	
Comp. bimetálico/Liga 625 (B)	0,2	22,7	6,95		8,54	3,72	57,28	0,43	0,19	
AISI 8620		0,56	97,28	1,07	0,19		0,64	0,26		presente
Comp. bimetálico/AISI 8620		0,59	96,9	1,2	0,22	0,18	0,69	0,22		presente
A - medição realizada próximo à interface soldada										
B - medição realizada distante da interface soldada										

² Os dados semiquantitativos de composição química utilizados no trabalho servem como referência, uma vez que havia a necessidade de se medir a composição em regiões específicas do composto bimetálico, por isso o método via EDS foi o escolhido.

5 CONCLUSÕES

A resposta do material à usinagem depende de suas condições de obtenção. Isso significa então que, a partir de um material em condições propícias haverá alterações na integridade superficial causadas pela usinagem? Aparentemente não, pois devem ser implementadas as condições ideais para que as mudanças sejam efetivamente provocadas, incluindo condições de corte e, de acordo com o presente trabalho, o tipo de fluido de corte. Portanto, o material, as condições de corte e o fluido de corte interagem e só estarão aptos a promover alterações na integridade superficial se, somente se, forem adequadamente escolhidos.

Para tanto, acredita-se que as condições básicas para que as alterações na rugosidade, dureza e microestrutura ocorressem foram as seguintes:

- (a) condição com deformação plástica severa, por meio de uma alta relação r_β/h , com ângulos de saída médios efetivos altos;
- (b) baixas e médias velocidades de corte para que o efeito da deformação plástica severa e consequente encruamento, não fosse excedido pelo efeito de amolecimento térmico do material usinado por meio do aumento das temperaturas;
- (c) a condição do material logo antes da usinagem, tendo em vista seu histórico termomecânico e as rotas de tratamento térmico e;
- (d) o fluido criogênico, como uma espécie de catalizador, potencializando os efeitos (a) e (b) ao mudar as propriedades do material pela redução da temperatura e, ainda, por alterar as condições de corte e formação do cavaco nas interfaces cavaco/ferramenta e ferramenta/peça.

No que diz respeito à superfície, o fluido criogênico melhorou o acabamento superficial da Liga 625. Todavia, para o aço AISI 8620, o nitrogênio atuou no processo melhorando, piorando ou não interferindo no acabamento superficial. Outrossim, deve ser ressaltado que o acabamento superficial do composto bimetálico/Liga 625 acabou sendo pior do que o da Liga 625 e que, por outro lado, o composto bimetálico/AISI 8620 tem a qualidade superficial melhor que o AISI 8620.

A capacidade de alteração de propriedades, por meio da redução de temperatura na zona de corte, parece ser mais efetiva no menor avanço quando o fluido criogênico é utilizado. Nessa condição, a deformação plástica, o fluxo lateral de cavaco e o *ploughing*

tendem a ser mais efetivos que no maior avanço utilizado. Assim sendo, o fluido criogênico parece amenizar os efeitos danosos do fluxo lateral de cavaco e do *ploughing*, acabando por melhorar a rugosidade.

Devido às propriedades da Liga 625 e de sua variante no composto bimetálico, principalmente quanto à sua capacidade de encruamento e de manter suas propriedades em temperaturas elevadas, o efeito geométrico do avanço prevalece e o aumento de f_z produz a piora do acabamento superficial, o que não ocorre no aço. Portanto, o AISI 8620 forjado, em algumas situações, chegou a ter o acabamento superficial melhor em 50 μm /dente do que em 12,5 μm /dente.

Além disso, o AISI 8620, que não mantém suas propriedades em temperaturas tão elevadas quanto a Liga 625, tende a ser mais dúctil durante a usinagem, o que prejudica a eficiência do fluido criogênico e permite que haja material aderido à superfície gerada pela usinagem, piorando o acabamento superficial. Portanto, em tese, o fluido criogênico não foi capaz de reduzir a temperatura a níveis suficientes para provocar mudanças significativas nas propriedades do aço, ou seja, evitando tais fenômenos.

Já em relação à dureza, via de regra, o fluido criogênico apresentou melhor desempenho que a emulsão no quesito alteração de dureza, aumentando a dureza superficial e subsuperficial. Tendo sido alterados os valores em condições de baixo avanço, baixa velocidade de corte e o uso de fluido criogênico para a Liga 625 laminada, principalmente, e para o AISI 8620 forjado.

Quanto ao composto bimetálico, é preciso ter em mente que a análise se restringe à zona de transição entre os materiais (AISI 8620 e Liga 625) e uma região muito próxima a ela. Além disso, que devido ao processo de obtenção da liga existe uma região de diluição e uma zona termicamente afetada. Portanto, características de propriedades dos materiais justificam a não observância de alterações na dureza da subsuperfície em relação ao material de base, como pode ser observado em determinadas situações.

Por fim, na maior parte dos casos, o fresamento tangencial criogênico foi eficiente em alterar a morfologia da microestrutura e, também, a dureza do material em baixas velocidades de corte e baixo avanço. No entanto, tais alterações também parecem estar particularmente relacionadas ao material, suas propriedades e a forma de processamento das ligas. Nesse sentido, foi possível notar que na Liga 625 laminada o efeito da usinagem foi mais pronunciado e que, aparentemente, as partículas precipitadas tiveram papel importante nessas alterações. Afinal, não ocorreram alterações semelhantes na microestrutura do

composto bimetálico/Liga 625 e esse material tende a ter propriedades distintas da liga que foi solubilizada.

Quanto ao AISI 8620 foi possível notar que o efeito da usinagem na perlita é mais evidente e difícil de ser demonstrado na ferrita. Ambos os constituintes, perlita e ferrita, tendem a ter propriedades distintas. Além disso, a perlita tem a vantagem de possuir as lamelas que auxiliam na visualização da deformação no AISI 8620. Em contrapartida, para o composto bimetálico/AISI 8620 não foram constatadas mudanças significativas de microestrutura e isso também tende a estar relacionado às propriedades do material que, muito provavelmente, são afetadas pelo processo de deposição da Liga 625 durante o processo de soldagem e resfriamento.

Além de tudo exposto, podemos acrescentar ainda de maneira mais pontual:

- São poucos os estudos que comprovam a eficácia do fresamento criogênico ao promover alterações na integridade superficial de componentes usinados, principalmente quando se trata de superligas de níquel e o presente trabalho o faz.
- As rotas de obtenção e os tratamentos térmicos irão influenciar a resposta do material, sendo decisivas na alteração ou não da integridade superficial.
- Características metalúrgicas do composto bimetálico AISI 8620/Liga 625 impediram a alteração da integridade superficial na subsuperfície.
-
- Tendo em vista os raios de aresta e os avanços por dente utilizados no trabalho criou-se duas situações. Na primeira, a relação r_β/h maior que a unidade e a segunda com essa mesma relação menor que a unidade. Isso significa que a interação entre ferramenta e peça e ferramenta e cavaco, além do próprio processo de formação do cavaco, se diferenciaram bastante em cada uma das situações.
- As velocidades de corte e, particularmente, o fluido criogênico quando usado são condições importantes para que se altere o regime de corte, isto é, menores velocidades de corte significam menor geração de calor e maior eficiência do fluido criogênico, já as maiores velocidades de corte significam maior geração de calor e menor eficiência do fluido criogênico devido à centrifugação provocada pela ferramenta e a própria temperatura que promove a evaporação do fluido.
- Em todas as situações testadas, a dissipação de calor com o fluido criogênico é aumentada em relação à emulsão.

- Não há uma resposta única para uma mesma liga em relação à integridade superficial promovida pela usinagem, tudo irá depender da maneira como o material foi processado e aos tratamentos térmicos a que foi submetido.
- Análises via microscópio eletrônico de varredura, por meio de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) confirmaram a segregação dos elementos químicos Nb e Mo no material depositado sobre o aço no composto bimetálico, a Liga 625. Tais elementos são formadores de fases deletérias, como a fase Laves. Tais fases prejudicam as propriedades do material, o que ajuda a explicar o fato de que o composto bimetálico não tenha respondido à usinagem como a Liga 625 laminada.
- A microestrutura final do composto bimetálico/Liga 625 era bastante heterogênea e ainda havia uma zona termicamente afetada no material, o que também justifica as variações de dureza e a resposta do material ao fresamento criogênico.
- O efeito da usinagem sobre o material também pode ser observado em grandes precipitados próximo à superfície usinada da Liga 625 laminada e solubilizada. Em várias amostras desse material foi possível observar que precipitados ricos em Nb estavam trincados e quebrados, muito provavelmente devido aos esforços sujeitos pela usinagem sobre eles.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Tendo em vista que o AISI 8620 não sofreu alterações de morfologia da microestrutura ou de dureza transversal no presente trabalho de forma tão significativa, sugere-se realizar o corte em condições mais severas de usinagem e corte contínuo, com raio de aresta alto, de forma a aumentar a temperatura na interface e resfriar com o nitrogênio. O intuito seria o de conseguir produzir a martensita+ferrita na interface ferramenta/peça.

Outro ponto a se discutir em trabalhos futuros seria a relação material (estrutura, condição de fabricação/processamento) *versus* usinagem.

Referências

AGGARWAL, A. *et al.* Optimizing feed and radial forces in CNC machining of P-20 tool steel through Taguchi's parameter design approach. **Indian Journal of Engineering and Materials Sciences**, v. 16, n. 1, p. 23–36, 2009.

AL-GHAMDI, K. A.; IQBAL, A.; HUSSAIN, G. Machinability comparison of AISI 4340 and Ti-6Al-4V under cryogenic and hybrid cooling environments: A knowledge engineering approach. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, 2014.

AMBROSY, F. *et al.* An Experimental Study of Cryogenic Machining on Nanocrystalline Surface Layer Generation. **Procedia CIRP**, v. 13, p. 169–174, 2014.

ASHBY, M. F.; EASTERLING, K. E. The transformation hardening of steel surfaces by laser beams-I. Hypo-eutectoid steels. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 11, 1984.

ASTAKHOV, V. P. Surface Integrity - Definition and Importance in Functional Performance. *In*: DAVIM, J. P. (Ed.). **Surface Integrity in Machining**. London: Springer London, 2010. p. 1–35.

ASTM. **E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials** ASTM Standards, 2012.

____. **E112-13 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size** ASTM International, 2014.

BIERMANN, D.; HEILMANN, M. Improvement of workpiece quality in face milling of aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 14, p. 1968–1975, 2010.

BIHLET, U. D.; DAHL, K. V.; SOMERS, M. A. J. Microstructure of precipitation hardenable powder metallurgical Ni alloys containing 35 to 45 pct Cr and 3.5 to 6 pct Nb. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 45, n. 11, p. 4796–4809, 2014.

BISSACCO, G.; HANSEN, H. N.; CHIFFRE, L. DE. Micromilling of hardened tool steel for mould making applications. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 167, n. 2–3, p. 201–207, 2005.

BRITISH PETROLEUM. **Deepwater oil and gas**, 2014.

____. **BP Statistical review of world energy**. London, UK, 2014. Disponível em: <http://www.bp.com/content/dam/bp-country/de_de/PDFs/brochures/BP-statistical-review-

of-world-energy-2014-full-report.pdf>.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro, RJ: LTC, 2008.

CAUDILL, J. *et al.* Enhancing the Surface Integrity of Ti-6Al-4V Alloy through Cryogenic Burnishing. **Procedia CIRP**, v. 13, p. 243–248, 2014.

ÇELİK, O. N. *et al.* Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten inert gas (TIG). **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 6, p. 1423–1429, dez. 2011.

CHAE, J.; PARK, S. S.; FREIHEIT, T. Investigation of micro-cutting operations. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 3–4, p. 313–332, 2006.

CHANG, S.-H. *et al.* Influences of Soaking Time in Hot Isostatic Pressing on Strength of Inconel 718 Superalloy. **Materials Transactions**, v. 47, n. 2, p. 426–432, 2006.

_____. In situ TEM observation of γ' , γ'' and δ precipitations on Inconel 718 superalloy through HIP treatment. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 486, n. 1, p. 716–721, 2009.

CIESLAK, M. J. The welding and solidification metallurgy of Alloy 625. **Welding Journal**, v. 70, n. 2, p. 49–56, 1991.

CIESLAK, M. J. **The Solidification Behavior of an Alloy 625/718 Variant** Superalloys 718, 625 and Various Derivatives (1991). **Anais...**1991 Disponível em: <http://www.tms.org/Superalloys/10.7449/1991/Superalloys_1991_71_80.pdf>

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; FRANK, R. B. The welding metallurgy of custom age 625 PLUS alloy. **Welding Journal**, v. 68, n. 12, p. 473–s to 482–s, 1989.

COURTNEY, T. H. **Mechanical Behaviour of Materials**. 2. ed. Illinois: Waveland Press, 2000.

DAVIDSON, J. H. **The influence of processing variables on the microstructure and properties of PM 625 Alloy** Superalloys 718, 625 and Various Derivatives. **Anais...**1991

DAVIES, R. G.; MAGEE, C. L. Physical Metallurgy of Automotive High-Strength Steels. **JOM**, v. 31, n. 11, p. 17–23, 19 nov. 1979.

DAVIES, R. G.; STOLOFF, N. S. On the Yield Stress Of Aged Ni-Al Alloys. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 233, p. 714–719, 1965.

DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys**. 1. ed.

Cleveland: ASM International, 2000.

DENKANA, B.; BIERMANN, D. Cutting edge geometries. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 63, n. 2, p. 631–653, 2014.

DEVAUX, A. *et al.* Gamma double prime precipitation kinetic in Alloy 718. **Materials Science and Engineering: A**, v. 486, n. 1–2, p. 117–122, jul. 2008.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical Guide**. 2. ed. Cleveland: ASM International, 2002.

EISELSTEIN, H.; TILLACK, D. The invention and definition of alloy 625. **Superalloys**, p. 1–14, 1991.

EL-HOSSAINY, T. M. Effect of gas cutting fluids on machinability of different materials. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 224, n. 7, p. 1057–1068, 1 jul. 2010.

ERDOGAN, M.; TEKELI, S. The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure. **Materials Characterization**, v. 49, n. 5, p. 445–454, dez. 2002.

EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; YAMANE, Y. An overview of the machinability of aeroengine alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 134, p. 233–253, 2003.

FARINA, A. B. **Efeito do teor de ferro e do tratamento térmico na microestrutura e propriedades da liga UNS N06625**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2014.

GHOSH, P. K.; KUMAR, R. Surface Modification of Micro-Alloyed High-Strength Low-Alloy Steel by Controlled TIG Arcing Process. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 46, n. 2, p. 831–842, 2014.

GUO, Q. *et al.* Nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in Inconel 625 superalloy deformed with different strain rates. **Rare Metals**, v. 31, n. 3, p. 215–220, 2012.

HONG, S. Y.; DING, Y. Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti-6Al-4V. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 41, n. 10, p. 1417–1437, 2001.

HUANG, B. *et al.* Surface Layer Modification by Cryogenic Burnishing of Al 7050-T7451 Alloy and Validation with FEM-based Burnishing Model. **Procedia CIRP**, v. 31, p. 1–6, 2015.

HULL, D.; BACON, D. J. **Introduction to Dislocations**. 5. ed. Oxford, UK: Butterworth Heinemann, 2011.

IKAWA, N. *et al.* Ultraprecision Metal Cutting — The Past, the Present and the Future. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 40, n. 2, p. 587–594, 1991.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **World energy outlook 2013 factsheet: How will global energy markets evolve to 2035?** [s.l: s.n.]. Disponível em: <http://www.worldenergyoutlook.org/media/weowebiste/factsheets/weo2013_factsheets.pdf>.

JAWAHIR, I. S. *et al.* Cryogenic manufacturing processes. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 65, n. 2, p. 713–736, 2016.

KAYNAK, Y. *et al.* The effects of machining on the microstructure and transformation behavior of NiTi Alloy. **Scripta Materialia**, v. 74, p. 60–63, mar. 2014.

KAYNAK, Y.; LU, T.; JAWAHIR, I. S. Cryogenic Machining-Induced Surface Integrity: A Review and Comparison with Dry, MQL, and Flood-Cooled Machining. **Machining Science and Technology**, v. 18, n. 2, p. 149–198, 2014.

KUMAR, R.; GHOSH, P. K.; KUMAR, S. Thermal and metallurgical characteristics of surface modification of AISI 8620 steel produced by TIG arcing process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 240, p. 420–431, 2017.

LEE, S.-C. *et al.* Improvement in the Microstructure and Tensile Properties of Inconel 718 Superalloy by HIP Treatment. **Materials Transactions**, v. 47, n. 11, p. 2877–2881, 2006.

LI, W. B.; EASTERLING, K. E.; ASHBY, M. F. Laser transformation hardening of steel-II. Hypereutectoid steels. **Acta Metallurgica**, v. 34, n. 8, p. 1533–1543, 1986.

LIU, X.; DEVOR, R. E.; KAPOOR, S. G. An Analytical Model for the Prediction of Minimum Chip Thickness in Micromachining. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 128, n. 2, p. 474, 2006.

LU, J. Z. *et al.* Micro-structural strengthening mechanism of multiple laser shock processing impacts on AISI 8620 steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 19, p. 6128–6133, 2011.

____. Effects of multiple laser shock processing (LSP) impacts on mechanical properties and wear behaviors of AISI 8620 steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 536, p. 57–63, fev. 2012.

LU, T.; JAWAHIR, I. S. Metrics-based Sustainability Evaluation of Cryogenic Machining. **Procedia CIRP**, v. 29, p. 520–525, 2015.

LUCCA, D. A.; RHORER, R. L.; KOMANDURI, R. Energy Dissipation in the Ultraprecision Machining of Copper. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 40, n. 1, p. 69–72, 1991.

MAGUIRE, M. C.; MICHAEL, J. R. **Weldability of alloy 718 , 625 and Variants** Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. **Anais...**1994

MARTIN, J. W. **Precipitation Hardening**. 2. ed. Woburn, MA: Butterworth Heinemann, 1998.

MATWEB. **AISI 8620 Steel**. Disponível em: <www.matweb.com>. Acesso em: 28 fev. 2017.

MORIWAKI, T.; SUGIMURA, N.; LUAN, S. Combined Stress, Material Flow and Heat Analysis of Orthogonal Micromachining of Copper. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 42, n. 1, p. 75–78, 1993.

NALBANT, M.; YILDIZ, Y. Effect of cryogenic cooling in milling process of AISI 304 stainless steel. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 21, n. 1, p. 72–79, 2011.

OLIVEIRA, F. B. DE *et al.* Size effect and minimum chip thickness in micromilling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 89, p. 39–54, fev. 2015.

PAI, H. C.; SUNDARARAMAN, M. **A Comparison of the Precipitation Kinetics of γ'' Particles in Virgin and Re-Solutioned Alloy 625** Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. **Anais...**2005Disponível em: <http://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2005/Superalloys_2005_487_495.pdf>

PASHBY, I. R.; BARNES, S.; BRYDEN, B. G. Surface hardening of steel using a high power diode laser. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 139, n. 1–3 SPEC, p. 585–588, 2003.

POLLOCK, T. M.; TIN, S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. **Journal of Propulsion and Power**, v. 22, n. 2, p. 361–374, 2006.

PU, Z. *et al.* Ultrafine-grained surface layer on Mg–Al–Zn alloy produced by cryogenic burnishing for enhanced corrosion resistance. **Scripta Materialia**, v. 65, n. 6, p. 520–523, set. 2011.

PUSAVEC, F. Porous tungsten machining under cryogenic conditions. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 35, p. 84–89, 2012.

PUŠAVEC, F. *et al.* The influence of cryogenic cooling on process stability in turning operations. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 60, n. 1, p. 101–104, 2011.

RAVI, S.; KUMAR, M. P. Experimental investigations on cryogenic cooling by liquid nitrogen in the end milling of hardened steel. **Cryogenics**, v. 51, n. 9, p. 509–515, 2011.

- REED, R. C. **The Superalloys**. 1. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- RODRIGUES, M. A. *et al.* Tool life and wear mechanisms during Alloy 625 face milling. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 85, n. 5–8, p. 1439–1448, 9 jul. 2016.
- SAINI, B. S.; GUPTA, V. K. Effect of WC/C PVD coating on fatigue behaviour of case carburized SAE8620 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 2, p. 511–518, out. 2010.
- SCHOOP, J. *et al.* The Effects of Depth of Cut and Pre-cooling on Surface Porosity in Cryogenic Machining of Porous Tungsten. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 357–362, 2013.
- SCHOOP, J. M. **Engineered Surface Properties of Porous Tungsten from Cryogenic Machining**. [s.l.] University of Kentucky, 2015.
- SCHULZE, V.; BECKE, C.; PABST, R. Specific machining forces and resultant force vectors for machining of reinforced plastics. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 60, n. 1, p. 69–72, 2011.
- SELVAN, J. S.; SUBRAMANIAN, K.; NATH, A. K. Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 91, n. 1, p. 29–36, 1999.
- SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles**. 2. ed. New York: Oxford University Press, 2005.
- SHIMADA, S. *et al.* Feasibility Study on Ultimate Accuracy in Microcutting Using Molecular Dynamics Simulation. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 42, n. 1, p. 91–94, 1993.
- SHOEMAKER, L. E. Alloys 625 and 725: Trends in properties and applications. **6th International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives**, p. 409–418, 2005.
- SHOKRANI, A. *et al.* An initial study of the effect of using liquid nitrogen coolant on the surface roughness of inconel 718 nickel-based alloy in CNC milling. **Procedia CIRP**, v. 3, n. 1, p. 121–125, 2012.
- ____. State-of-the-art cryogenic machining and processing. **International Journal of Computer Integrated Manufacturing**, v. 26, n. November, p. 616–648, 2013.
- SHOKRANI, A.; DHOKIA, V.; NEWMAN, S. T. Investigation of the effects of cryogenic machining on surface integrity in CNC end milling of Ti–6Al–4V titanium alloy. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 21, p. 172–179, 2016.

SILVA, A. L. V. DA C. E.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo, SP: Edgard Blücher, 2006.

SIMONEAU, A.; NG, E.; ELBESTAWI, M. A. Chip formation during microscale cutting of a medium carbon steel. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 5, p. 467–481, 2006.

SIMS, C. T.; HAGEL, W. C. **The Superalloys**. 1. ed. New Jersey: Wiley-Interscience, 1972.

SINGH, J. B.; CHAKRAVARTTY, J. K.; SUNDARARAMAN, M. Work hardening behaviour of service aged Alloy 625. **Materials Science and Engineering A**, v. 576, p. 239–242, 2013.

SMITH, L. **Engineering with clad steel**. [s.l.] Nickel Development Institute, 2012. Disponível em: <http://www.nickelinstitute.org/~Media/Files/TechnicalLiterature/10064_EngineeringWithCladSteel2ndEd.pdf>.

SPECIAL METALS. **INCONEL alloy 625**. [s.l.: s.n.].

STÅHL, J.-E. **Metal Cutting - Teories and models**. 1. ed. Lund, Sweden: Seco Tools AB, 2012.

TEWARY, N. K. *et al.* Microstructural evolution and mechanical behaviour of surface hardened low carbon hot rolled steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 606, p. 58–67, 2014.

THIELE, J. D.; MELKOTE, S. N. Effect of cutting edge geometry and workpiece hardness on surface generation in the finish hard turning of AISI 52100 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 94, n. 2–3, p. 216–226, set. 1999.

TRUESDALE, S. L.; SHIN, Y. C. Microstructural Analysis and Machinability Improvement of Udimet 720 Via Cryogenic Milling. **Machining Science and Technology**, v. 13, n. 1, p. 1–19, 2009.

ULUTAN, D.; OZEL, T. Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 51, n. 3, p. 250–280, 2011.

UMBRELLO, D. *et al.* The effects of Cryogenic Cooling on Surface Integrity in Hard Machining. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 371–376, 2011.

VOLLERTSEN, F. *et al.* Size effects in manufacturing of metallic components. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 58, n. 2, p. 566–587, jan. 2009.

WEBER, M. *et al.* Influence of Friction and Process Parameters on the Specific Cutting Force and Surface Characteristics in Micro Cutting. **Machining Science and Technology**, v. 12, n. 4, p. 474–497, 2008.

WEIMER, P.; SLATT, R. M.; WEIMER, P. P. Global overview to deepwater exploration and production. *In: Petroleum systems of deepwater settings*. 1. ed. Tulsa, OK: Society of Exploration Geophysicists, European Association of Geoscientists & Engineers, 2004. p. 2.1-2.39.

WILSON, I. L. W. *et al.* **The Effect of Heat Input on Microstructure and Cracking in Alloy 625 Weld Overlays** Superalloys 718, 625 and Various Derivatives. **Anais...**1991

WYEN, C. F.; WEGENER, K. Influence of cutting edge radius on cutting forces in machining titanium. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 59, n. 1, p. 93–96, 2010.

YANG, S. *et al.* Surface Layer Modifications in Co-Cr-Mo Biomedical Alloy from Cryogenic Burnishing. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 383–388, 2011.

YOUSEFI, R.; ICHIDA, Y. A study on ultra-high-speed cutting of aluminium alloy: formation of welded metal on the secondary cutting edge of the tool and its effects on the quality of finished surface. **Precision Engineering**, v. 24, n. 4, p. 371–376, out. 2000.

YUAN, Z. J.; ZHOU, M.; DONG, S. Effect of diamond tool sharpness on minimum cutting thickness and cutting surface integrity in ultraprecision machining. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 62, n. 4, p. 327–330, 1996.

ZHU, D.; ZHANG, X.; DING, H. Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 64, p. 60–77, 2013.

ZIEMNIAK, S. E.; HANSON, M. Corrosion behavior of NiCrMo Alloy 625 in high temperature, hydrogenated water. **Corrosion Science**, v. 45, p. 1595–1618, 2003.